



José Pedro Fernandes Proença Ferreira

Licenciado em Engenharia Mecânica

**Reposição de espessura por soldadura
em tubos de paredes de água de caldeiras de
recuperação química**

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia da Soldadura

Orientador: Doutor Jorge Pamies Teixeira, Prof. Catedrático, FCT UN

Júri:

Presidente: Doutora Rosa Mendes Miranda, Prof^a.
associada c/ Agregação, FCT UN

Vogais: Doutor Jorge Pamies Teixeira, Prof. Ca-
tedrático, FCT UN

Doutor Francisco Braz Fernandes, Prof.
Associado c/ Agregação, FCT UN



FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE NOVA DE LISBOA

Setembro, 2012

“Reposição de espessura por soldadura em tubos de paredes de água de caldeiras de recuperação química”

Copyright © José Pedro Fernandes Proença Ferreira, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa.

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade Nova de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objectivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que seja dado crédito ao autor e editor.

Dedico esta dissertação ao meu Pai, António Jorge Proença Ferreira.

Agradecimentos

Quero deixar bem expressos os meus mais sinceros agradecimentos ao orientador desta dissertação, o Professor Jorge Pamies Teixeira e à coordenadora do Mestrado em Engenharia da Soldadura da FCT da UN, a Professora Rosa Miranda, pelo seu inestimável apoio e incentivo ao longo deste percurso.

Estou ainda muito grato pelo apoio dado pelas várias entidades que colaboram comigo na elaboração desta dissertação, das quais destaco: a Portucel Cacia, do Grupo Portucel Soporcel, SA, pelo fornecimento dos tubos utilizados neste trabalho, bem como o acesso que me facultou aos dados de projecto da sua caldeira de recuperação química; a empresa Manuel Alves da Silva Lda. (LAUREL), que realizou a maquinaria dos provetes; a empresa FEZEMETAL, Lda. que possibilitou o enchimento com soldadura dos provetes, fornecendo ainda os consumíveis de soldadura utilizados e por fim ao Laboratório de Materiais do Instituto de Soldadura e Qualidade.

Esta dissertação não seria possível sem a amável ajuda de uma série de pessoas durante o processo da sua realização, que se prolongou ao longo deste ano lectivo, pelo que gostaria de deixar aqui uma menção de agradecimento muito especial a vários colegas, nomeadamente, Lilia Dias (ISQ), Pinto Sousa (Portucel Cacia), Nuno Nogueira (LAUREL), Fernando Santos (Fezemetal), Tiago Airoso (ISQ), Gervásio Pimenta (ISQ), Vasco Duarte (ISQ) e Carlos Carreiras (CPCis).

Por último, tenho uma enorme gratidão para com a minha família em especial à minha mulher, Cristina e à minha filha, Sofia, pela sua compreensão durante as minhas várias ausências ao longo deste ano.

Resumo

O enchimento localizado com soldadura em tubos de caldeira para reposição de espessura é uma prática de reparação habitual em caldeiras convencionais de tubos de água, sobretudo pela sua facilidade de execução e pelo menor custo que representa, sobretudo quando comparado com a substituição integral do tubo afectado por corrosão localizada. Porém, devido ao elevado risco de explosão por contacto da água, que circula no interior dos tubos, com o *smelt* localizado no fundo da fornalha de uma caldeira de recuperação química *Kraft*, este método de reparação, quando permitido, é utilizado com fortes reservas neste tipo de caldeira. Designadamente no que diz respeito à área afectada e à espessura remanescente mínima em que é permitida a aplicação deste método de reparação. Neste contexto, pretende-se com este trabalho estudar a influência da dimensão da zona recuperada, através do enchimento com soldadura, nas características mecânicas e metalúrgicas do material resultante. Esta influência foi estudada através da comparação entre os resultados de uma amostra não afectada por soldadura, com os resultados dos ensaios realizados em várias amostras, onde foram simuladas diferentes áreas com perda de espessura, posteriormente preenchida por soldadura. Através desta análise comparativa, pretende-se determinar o real impacto deste método de reparação no comportamento do material do tubo, permitindo assim uma decisão de aplicação deste método tecnicamente mais suportada e por conseguinte mais segura.

Palavras-chave: *caldeira de recuperação, reparação, soldadura, corrosão localizada, recuperação de espessura.*

Abstract

The localized weld buildup of conventional water tube boilers is a common procedure for repair of localized thinning of water wall tubes, especially due to the easy implementation of this type of repair and the low cost that is associated in comparison with the replacement of the affected tube length.

Although, in the case of a *kraft* recovery boiler used in the pulp and paper industry, there is a potential risk of a smelt-water explosion in the lower furnace in the event of a wall tube leak. Therefore, when permitted, this procedure is used with high restrictions, particularly in what concerns the area and the remaining thickness of the tube allowed to be repaired by weld buildup. This dissertation intends to study the influence of the dimension of the repaired area on the resultant tube material's mechanical and metallurgical characteristics by performing a study on simulated thickness loss in a wall tube samples, of different dimensions. These thinned tube areas samples were buildup by welding and mechanical and metallurgical tested. The results of the welded samples were then compared with one original tube sample, not affected by welding. By this study it is pretended to enhance a safe and technically supported decision for the use of this technique.

Keywords: Recovery boiler; weld; weld buildup; repair; localized corrosion

Conteúdo

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	CALDEIRA DE RECUPERAÇÃO QUÍMICA – BREVE DESCRIÇÃO	2
1.2	MATERIAIS (PAREDES DE ÁGUA).....	5
1.3	PROCESSOS DE SOLDADURA	7
1.4	MÉTODOS DE AVALIAÇÃO	8
1.5	REPARAÇÕES DE ÁREAS COM PERDA ESPESSURA	10
1.6	OBJECTIVOS.....	11
1.7	MOTIVAÇÃO	11
1.8	ESTRUTURA.....	12
2	ESTADO DA ARTE.....	15
2.1	METODOLOGIA ACTUAL	15
2.2	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL E SUA SOLDABILIDADE.....	17
2.3	INFLUÊNCIA DA SOLDADURA NA TENACIDADE.....	20
2.4	INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES AMBIENTAIS E DE OPERAÇÃO	26
2.5	RELAÇÃO ENTRE FRACTURA E TENACIDADE	34
2.6	RESUMO.....	40
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	43
3.1	SELECÇÃO DAS AMOSTRAS.....	43
3.2	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	45
3.3	EQUIPAMENTO DE SOLDADURA	50
3.4	SELECÇÃO DOS CONSUMÍVEIS.....	50

3.5	SELECÇÃO DE PARÂMETROS	52
3.6	LEITURA DE PARÂMETROS	52
3.7	CONTROLO NÃO DESTRUTIVO DOS CORPOS DE PROVA MA-2 A MA-4	54
3.8	CONTROLO DESTRUTIVO DOS CORPOS DE PROVA MA-2 A MA-4	57
3.9	CONTROLO DESTRUTIVO DO CORPO DE PROVA DE CONTROLO MA-1 (AMOSTRA DE REFERÊNCIA)	64
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	67
4.1	REGISTO DE PARÂMETROS	67
4.2	RESULTADOS DOS ENSAIOS METALOGRAFICOS.....	71
4.3	DETERMINAÇÃO DO TAMANHO MÉDIO DE GRÃO.....	81
4.4	ENSAIOS DE TRACÇÃO	92
4.5	ENSAIOS DE IMPACTO (CHARPY).....	92
4.6	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	93
5	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO	99
6	BIBLIOGRAFIA.....	101
6.1	WPS 01 ESPECIFICAÇÃO DE SOLDADURA.....	107
6.2	DESENHO DE FABRICO DOS PROVETES.....	107

.

Lista de figuras

FIGURA 1-1: PULVERIZADOR DE LIXÍVIA NEGRA DE UMA CALDEIRA DE RECUPERAÇÃO QUÍMICA.	3
FIGURA 1-2: CAMA DE SMELT NO FUNDO DA FORNALHA DE UMA CALDEIRA DE RECUPERAÇÃO QUÍMICA.	4
FIGURA 1-3: PAREDE DE ÁGUA COM TUBOS PINADOS.	5
FIGURA 1-4: ABERTURAS DE AR PRIMÁRIO - TUBOS COMPOSTOS St45.8 III / AISI 304.	6
FIGURA 1-5: LINHA DE TRANSIÇÃO ENTRE OS TUBOS REVESTIDOS E OS TUBOS SEM REVESTIMENTO (REVESTIMENTO REALIZADO POR DEPOSIÇÃO COM SOLDADURA).	6
FIGURA 1-6: ASPECTO VISUAL DOS RESULTADOS OBTIDOS ATRAVÉS DO EMAT. ESTA APLICAÇÃO UTILIZA UM MÉTODO DE GRADAÇÃO DE CORES, DE AZUL PARA O VERMELHO, QUE PERMITE FACILMENTE IDENTIFICAR AS ZONAS DE ESPESSURA BAIXA.	9
FIGURA 2-1: SUBSTITUIÇÃO AVULSA DE TUBOS NA FORNALHA – DESTACA-SE O ESPAÇO MUITO LIMITADO PARA A REALIZAÇÃO DAS ACTIVIDADES DE MONTAGEM E SOLDADURA.	15
FIGURA 2-2: ESTRUTURA METALOGRÁFICA DO MATERIAL DO TUBO EM ESTADO DE FORNECIMENTO - ESTRUTURA METALOGRÁFICA CONSTITUÍDA POR FERRITE E PERLITE.	18
FIGURA 2-3: CURVAS DE ENERGIA - TEMPERATURA / ASPECTO DE FRACTURA [FIGURA EXTRAÍDA DO CAP. V; ENSAIOS MECÂNICOS; A. CORREIA DA CRUZ E JOÃO CARREIRA].	22
FIGURA 2-4: INFLUÊNCIA DA ENTREGA TÉRMICA NO AUMENTO DE TAMANHO DE GRÃO DA AUSTENITE	24
FIGURA 2-5: GRÁFICO TEMPO / TEMPERATURA ILUSTRANDO A ZONA CORRESPONDENTE AO TEMPO DE ARREFECIMENTO ENTRE OS 800°C E OS 500°C.	25
FIGURA 2-6: CURVA TÍPICA DE FLUÊNCIA E REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA.	30
FIGURA 2-7: REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DO SISTEMA DE COORDENADAS E TENSÕES NUMA FENDA DE COMPRIMENTO A; GRÁFICO DE DISTRIBUIÇÃO DE TENSÕES NA PONTA DA FISSURA.	36
FIGURA 3-1: REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO CORPO DE PROVA.	46
FIGURA 3-2: TUBO COM UM RASGO DE 50 MM DE COMPRIMENTO E COM UMA LARGURA DE 1/4 DO DIÂMETRO.	47
FIGURA 3-3: TUBO COM UM RASGO DE 150 MM DE COMPRIMENTO E COM UMA LARGURA DE 1/4 DO DIÂMETRO.	48
FIGURA 3-4: PROJETOS ANTES DO ENCHIMENTO - REALIZAÇÃO DA MEDIÇÃO DAS ESPESURAS REMANESCENTES DA BASE DOS RASGOS DAS AMOSTRAS.	49
FIGURA 3-5: MÁQUINA DE SOLDADURA UTILIZADA.	50
FIGURA 3-6: LOCALIZAÇÃO DOS PONTOS DE MEDIÇÃO DE TEMPERATURA TM1, TM2 E TM3.	53
FIGURA 3-7: ASPECTO FINAL DAS SOLDADURAS DE ENCHIMENTO DAS AMOSTRAS AM-2, AM-3 E AM4.	55

FIGURA 3-8: CONTROLO POR PARTÍCULAS MAGNÉTICAS REALIZADO AOS ENCHIMENTOS COM SOLDADURA DOS CORPOS DE PROVA AM-2, AM-3 E AM-4.	56
FIGURA 3-9: CONTROLO RADIOGRÁFICO DOS CORPOS DE PROVA AM-2, AM-3 E AM-4.	57
FIGURA 3-10: PONTOS DE MEDIÇÃO DE DUREZA NA AMOSTRA AM-1.	58
FIGURA 3-11: PONTOS DE MEDIÇÃO DE DUREZA NA AMOSTRA AM-2.	58
FIGURA 3-12: PONTOS DE MEDIÇÃO DE DUREZA NA AMOSTRA AM-3.	59
FIGURA 3-13: PONTOS DE MEDIÇÃO DE DUREZA NA AMOSTRA AM-4.	59
FIGURA 3-14: LOCALIZAÇÃO DAS QUATRO SECÇÕES TRANSVERSAIS RETIRADAS DE CADA PROVETE E LOCALIZAÇÃO DO ENTALHE NOS PROVETES DE IMPACTO.	62
FIGURA 3-15: DIMENSÕES DOS PROVETES DE IMPACTO DE ACORDO COM A NORMA ISO 148.	62
FIGURA 3-16: DIMENSÕES DO PROVETE DE TRACÇÃO PRISMÁTICO.	63
FIGURA 4-1: SEQUÊNCIA DE PASSES DO CORPO DE PROVA AM-2.	68
FIGURA 4-2: SEQUÊNCIA DE PASSES DO CORPO DE PROVA AM-3.	69
FIGURA 4-3: SEQUÊNCIA DE PASSES DO CORPO DE PROVA AM-4.	70
FIGURA 4-4: LOCALIZAÇÃO DAS MEDIÇÕES DE DUREZA.	71
FIGURA 4-5: MATERIAL DO TUBO NÃO AFECTADO POR SOLDADURA - MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE E PERLITE.	71
FIGURA 4-6: MACROGRAFIA DA AMOSTRA AM-2 COM LOCALIZAÇÃO DAS MICROGRAFIAS.	72
FIGURA 4-7: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS, FERRITE DE WIDMANSTATTEN, PERLITE E BAINITE.	73
FIGURA 4-8: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS E PERLITE.	73
FIGURA 4-9: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS, FERRITE WIDMANSTATTEN E PERLITE.	74
FIGURA 4-10: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS E PERLITE.	74
FIGURA 4-11: MACROGRAFIA DA AMOSTRA AM-3 COM LOCALIZAÇÃO DAS MICROGRAFIAS.	75
FIGURA 4-12: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS, FERRITE WIDMANSTATTEN, PERLITE E BAINITE.	75
FIGURA 4-13: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS E PERLITE.	76
FIGURA 4-14: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS, FERRITE WIDMANSTATTEN, PERLITE E BAINITE.	76
FIGURA 4-15: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS E PERLITE.	77
FIGURA 4-16: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS, FERRITE INTERGRANULAR E PERLITE.	77
FIGURA 4-17: MACROGRAFIA DA AMOSTRA AM-4 COM LOCALIZAÇÃO DAS MICROGRAFIAS.	78
FIGURA 4-18: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS, FERRITE WIDMANSTATTEN E PERLITE.	78
FIGURA 4-19: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS E PERLITE.	79
FIGURA 4-20: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS E PERLITE.	79

FIGURA 4-21: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS, FERRITE WIDMANSTATTEN, PERLITE E BAINITE.....	80
FIGURA 4-22: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS E PERLITE.	80
FIGURA 4-23: MICROESTRUTURA CONSTITUÍDA POR FERRITE, FERRITE COM AGREGADOS DE CARBONETOS, FERRITE INTERGRAULAR E PERLITE.	81
FIGURA 4-24: RELAÇÃO ENTRE OS CORPOS DE PROVA E O $T_8/5$ CALCULADO EXPERIMENTALMENTE.....	94
FIGURA 4-25: COMPARAÇÃO ENTRE OS VALORES MÉDIOS DA MEDIÇÃO DE DUREZA DAS VÁRIAS AMOSTRAS DE ACORDO COM LOCAL DE MEDIÇÃO.....	95
FIGURA 4-26: COMPARAÇÃO ENTRE OS VALORES OBTIDOS A PARTIR DA MEDIÇÃO DE TAMANHO DE GRÃO PARA AS VÁRIAS AMOSTRAS.....	96
FIGURA 4-27: COMPARAÇÃO DA EXTENSÃO APÓS ROTURA (A%) ENTRE AS VÁRIAS AMOSTRAS.....	97
FIGURA 4-28: RELAÇÃO ENTRE A ÁREA DE ENCHIMENTO E OS RESULTADOS DO ENSAIO DE CHARPY E OS VALORES DE K_{1C}	98

Lista de tabelas

TABELA 3-1: COMPOSIÇÃO QUÍMICA ESPECIFICADA.....	51
TABELA 3-2: PROPRIEDADES MECÂNICAS ESPECIFICADAS.....	51
TABELA 3-3: CARACTERÍSTICAS DO CONSUMÍVEL UTILIZADO (VALORES EXTRAÍDOS DA FICHA TÉCNICO DO PRODUTO).	51
TABELA 3-4: NORMAS DE ENSAIO E CRITÉRIOS DE ACEITAÇÃO UTILIZADOS.....	54
TABELA 4-1: REGISTO DOS PARÂMETROS DE SOLDADURA DO CORPO DE PROVA AM-2 - CÁLCULO DA ENTREGA TÉRMICA E DO TEMPO DE ARREFECIMENTO ENTRE OS 800 E OS 500°C.....	68
TABELA 4-2: REGISTO DOS PARÂMETROS DE SOLDADURA DO CORPO DE PROVA AM-3 - CÁLCULO DA ENTREGA TÉRMICA E DO TEMPO DE ARREFECIMENTO ENTRE OS 800 E OS 500°C.....	69
TABELA 4-3: REGISTO DOS PARÂMETROS DE SOLDADURA DO CORPO DE PROVA AM-4 - CÁLCULO DA ENTREGA TÉRMICA E DO TEMPO DE ARREFECIMENTO ENTRE OS 800 E OS 500°C.....	70
TABELA 4-4: ENSAIO DE DUREZA [HV10] CORPO DE PROVA AM-1.....	72
TABELA 4-5: ENSAIO DE DUREZA [HV10] - REGIÃO CORRESPONDENTE À FIGURA 4-7.....	73
TABELA 4-6: ENSAIO DE DUREZA [HV10] - REGIÃO CORRESPONDENTE À FIGURA 4-8.....	74
TABELA 4-7: ENSAIO DE DUREZA [HV10] - REGIÃO CORRESPONDENTE À FIGURA 4-10.....	75
TABELA 4-8: ENSAIO DE DUREZA [HV10] - REGIÃO CORRESPONDENTE À FIGURA 4-13.....	76
TABELA 4-9: ENSAIO DE DUREZA [HV10] - REGIÃO CORRESPONDENTE À FIGURA 4-15.....	77
TABELA 4-10: ENSAIO DE DUREZA [HV10] - REGIÃO CORRESPONDENTE À FIGURA 4-16.....	78
TABELA 4-11: ENSAIO DE DUREZA [HV10] - REGIÃO CORRESPONDENTE À FIGURA 4-19 / 20.....	79
TABELA 4-12: ENSAIO DE DUREZA [HV10] - REGIÃO CORRESPONDENTE À FIGURA 4-22.....	80
TABELA 4-13: ENSAIO DE DUREZA [HV10] - REGIÃO CORRESPONDENTE À FIGURA 4-23.....	81
TABELA 4-14: MATERIAL DE BASE DA AMOSTRA AM-1 (REFERÊNCIA).....	82
TABELA 4-15: AMOSTRA AM-2, FOTOMICROGRAFIA DA ZTA LOCALIZADA NA " FIGURA 4-8".....	83
TABELA 4-16: MATERIAL FUNDIDO - FOTOMICROGRAFIA LOCALIZADA NO PONTO IDENTIFICADO COMO "FIGURA 4- 10" NA AM-2.....	84
TABELA 4-17: ZONA TÉRMICAMENTE AFECTADA - FOTOMICROGRAFIA LOCALIZADA NO PONTO IDENTIFICADO COMO "FIGURA 4-13" NA AM-3.....	85
TABELA 4-18: ZONA TÉRMICAMENTE AFECTADA - FOTOMICROGRAFIA LOCALIZADA NO PONTO IDENTIFICADO COMO "FIGURA 4-15" NA AM-3.....	86

TABELA 4-19: MATERIAL FUNDIDO - FOTOMICROGRAFIA LOCALIZADA NO PONTO IDENTIFICADO COMO “FIGURA 4-16” NA AM-3.	87
TABELA 4-20: ZONA TERMICAMENTE AFECTADA DA AMOSTRA AM-4 (GERAL).....	88
TABELA 4-21: ZONA TÉRMICAMENTE AFECTADA - FOTOMICROGRAFIA LOCALIZADA NO PONTO IDENTIFICADO COMO “FIGURA 4-20” NA AM-4.	89
TABELA 4-22: ZONA TÉRMICAMENTE AFECTADA - FOTOMICROGRAFIA LOCALIZADA NO PONTO IDENTIFICADO COMO “FIGURA 4-22” NA AM-4.	90
TABELA 4-23: MATERIAL FUNDIDO - FOTOMICROGRAFIA LOCALIZADA NO PONTO IDENTIFICADO COMO “FIGURA 4-23” NA AM-4.	91
TABELA 4-24: RESULTADOS DO ENSAIO DE TRACÇÃO DAS AMOSTRAS AM-1, 2, 3 E 4.	92
TABELA 4-25: RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO E DETERMINAÇÃO DO K_{1C} ATRAVÉS DA CORRELAÇÃO DE BENGLEY-LONGSDON.	93

Lista de símbolos e abreviaturas

Os símbolos e abreviaturas utilizados nesta dissertação encontram-se listados em baixo. Eventualmente, um mesmo símbolo pode ser utilizado para dois parâmetros distintos. Contudo, as explicações fornecidas no texto permitem contextualizar a utilização destes símbolos de forma clara.

Símbolo	Descrição	Unidade
CE	Carbono Equivalente	%
E	Energia de impacto	J
m	Massa	kg
g	Aceleração da gravidade	m/s^2
h_0	Altura inicial	m
h_1	Altura final	m
Q	Entrega térmica	kJ/mm
$t_{8/5}$	Tempo de arrefecimento entre os 800°C-500°C	Segundos
T_0	Temperatura inicial da peça	°C
d	Espessura do metal de base	mm
F_2	Factor de forma	--
U	Tensão de arco eléctrico	V
U_0	Tensão em vazio	V
I	Intensidade de corrente de soldadura	A
v	Velocidade de avanço de soldadura	mm/s
K	Factor de intensidade de tensão	$MPa.m^{1/2}$
Y	Factor geométrico	--
σ	Tensão	MPa
G	Taxa de libertação de energia de deformação	J/m^2
K_c	Factor de intensidade de tensão crítico	$MPa.m^{1/2}$

Símbolo	Descrição	Unidade
σ	Tensão admissível	<i>MPa</i>
K_{IC}	Tenacidade do material ao entalhe	<i>MPa.m^{1/2}</i>
σ_y	Tensão de cedência a 0,2%	<i>MPa</i>
<i>CVN</i>	Energia absorvida pelo ensaio de impacto	<i>J</i>
<i>S</i>	Factor de segurança	--
<i>K</i>	Resistência mecânica do material	<i>MPa</i>
R_m	Tensão de rotura	<i>MPa</i>
e_{es}	Espessura mínima	<i>mm</i>
p_c	Pressão de projecto	<i>MPa</i>
d_{os}	Diâmetro exterior do tubo	<i>mm</i>
<i>A</i>	Extensão após rotura	%
ν	Factor de junta	--
<i>F</i>	Força	<i>N</i>
<i>d</i>	Diagonal (ensaio de dureza)	<i>mm</i>
<i>k</i>	Rendimento térmico do processo de soldadura	--
<i>ZTA</i>	Zona termicamente afectada	--
<i>MB</i>	Material de base	--
<i>MF</i>	Metal fundido	--
<i>ISQ</i>	Instituto de Soldadura e Qualidade	--
<i>ASME</i>	American Society for Mechanical Engineers	--
<i>ISO</i>	International Standard Organization	--
<i>EN</i>	European Norm	--
<i>NP</i>	Norma Portuguesa	--
<i>ASTM</i>	American Society for Testing and Materials	--

Introdução

Os processos de soldadura são frequentemente utilizados como um processo de reparação de equipamentos sob pressão, sendo por conseguinte reconhecido por vários códigos e normas de construção e reparação. Contudo, este método de reparação tem por consequência provocar alterações nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos materiais de base a serem processados por este método de ligação, sendo que, nem sempre o comportamento destes componentes é melhorado pela sua aplicação. Este trabalho pretende estudar uma aplicação deste método de reparação num contexto muito específico, designadamente a reposição de espessura em tubos de paredes de água de caldeiras de recuperação química, afectados por fenómenos de perda de espessura localizada, tais como, corrosão, erosão e desgaste mecânico induzidos por operações de reparação e de operação.

As reparações com soldadura para reposição de espessura resistente em tubos de caldeiras de recuperação química são habitualmente abordadas de uma forma muito conservadora, devido ao risco de explosão por contacto da água com a cama de *smelt* localizada no fundo da fornalha, na eventualidade de uma fuga de água em operação. Convém portanto contextualizar a aplicação deste trabalho, explicando de forma breve o funcionamento deste tipo de equipamento, bem como algumas das suas especificidades face às caldeiras convencionais. Nos pontos a seguir pretende-se ainda introduzir alguma informação relativamente aos materiais mais utilizados, processos de soldadura de reparação e os métodos de detecção e avaliação das anomalias / defeitos neste tipo de equipamento.

1.1 Caldeira de recuperação química – breve descrição

As caldeiras de recuperação química são utilizadas como parte integrante de uma fábrica de produção de pasta de papel que utilize o ciclo *Kraft*.

A recuperação química é um processo de ciclo fechado, e a finalidade principal é a recuperação do máximo possível de químicos inorgânicos carregados no processo de pasta e ao mesmo tempo utilizar a energia do material orgânico (principalmente lenhina) na lixívia residual para geração de vapor. Quando a lixívia negra é queimada na caldeira de recuperação, o material orgânico queima, e os químicos inorgânicos são convertidos noutros compostos e retirados como partículas fundidas. O fundido “*smelt*” é recolhido no fundo da caldeira de recuperação e flui através das aberturas do fundido “*bicas de smelt*” para o tanque de dissolução.

A lixívia verde é formada quando a lixívia branca fraca (lavagem fraca) é adicionada ao fundido “*smelt*” no tanque de dissolução. A lixívia verde é bombeada para a instalação de caustificação onde é convertida em lixívia branca para o processo de cozimento da pasta. O circuito é então fechado.

As duas funções principais da caldeira de recuperação são:

- Converter os compostos inorgânicos numa forma que permita a sua regeneração para o processo de produção de pasta.
- Queimar as matérias orgânicas na lixívia negra para gerar calor utilizado nas reacções da fornalha, fusão da cinza, secagem da lixívia negra, ebulição da água, e vapor de sobreaquecimento.

A lixívia negra é pulverizada para a fornalha da caldeira de recuperação através de pulverizadores de lixívia fixos distribuídos pelas quatro paredes da fornalha. Os bicos de pulverização formam gotículas que caem para o fundo da fornalha e formam um leito de combustão.

No seu percurso para o leito, as gotículas passam pelos seguintes processos:

- Secagem (evaporação final da água)
- Pirólise

As gotículas expandem-se e formam partículas em forma de “pipoca”. À medida que a pirólise / combustão avança, as gotículas são reduzidas em tamanho e finalmente acabam como componentes inorgânicos na forma de fundido designado por “smelt”.

O sódio na lixívia forma o óxido de sódio que reage com os gases de combustão.



Figura 1-1: Pulverizador de lixívia negra de uma caldeira de recuperação química.

O ar entra na fornalha através das aberturas, portas de ar, localizadas nas paredes da fornalha. Nestas estão ligados registros de ar, ou caixas de ar. A finalidade destas grandes câmaras de distribuição é providenciar uma distribuição uniforme de ar para as portas. Estas estão entrelaçadas para uma penetração e mistura de gás óptimas. O ar superior queima todas as partes remanescentes de gás combustível vindas da fornalha inferior e uniformiza a velocidade e perfis de temperatura.

As caldeiras de recuperação mais modernas têm apenas um barrilete, sendo concebidas para uma circulação natural de água, tendo tipicamente, os seguintes componentes sob pressão:

- Fornalha com concepção de parede de tubo membrana, tubos de propósito na parte inferior;
- Sobreaquecedores;
- Barrilete;
- *Screen*;
- Feixe de convecção;
- Economizadores.

As caldeiras possuem ainda sistemas de queima auxiliares, a gás natural ou fuel óleo, utilizados durante o arranque, paragem ou em flutuações processuais da caldeira de recuperação.

A fornalha da caldeira é uma câmara de combustão onde é libertada a energia térmica retida nos combustíveis. A quantidade de gás de combustão gerada no processo de combustão depende da qualidade do combustível.

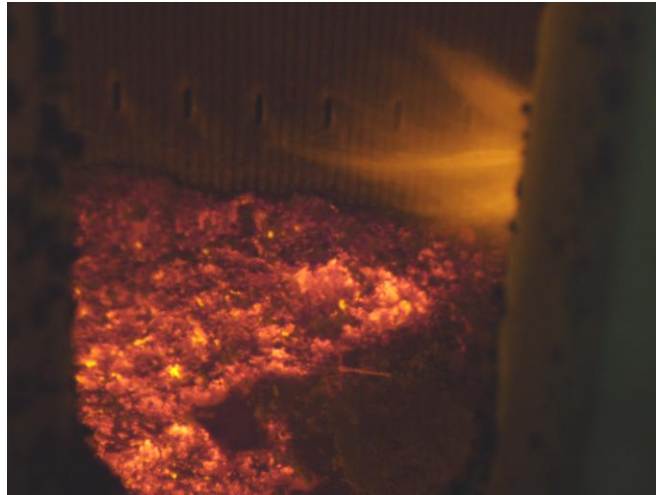


Figura 1-2: Cama de smelt no fundo da fornalha de uma caldeira de recuperação química.

As paredes da fornalha e a 2ª passagem (feixe de convecção) têm construção de membrana arrefecida a água. Depois da 2ª passagem a construção da parede é revestida a chapa.

Os gases de combustão, quando sobem da fornalha, atingem inicialmente a secção radiante do sobreaquecedor e depois as restantes secções, localizadas atrás do arco do nariz, antes de entrarem na segunda passagem. Na 2ª passagem o gás de combustão flui através da secção do feixe de convecção, seguindo por fim para os módulos dos economizadores.

Desta breve explicação, facilmente se conclui que o maior risco de explosão devido ao contacto entre a água e o *smelt*, por falha de um tubo, localiza-se na fornalha, designadamente nos tubos das paredes e soleira.

O ponto a seguir apresenta uma breve explicação dos materiais habitualmente seleccionados para esta zona da caldeira de recuperação.

1.2 Materiais (paredes de água)

A corrosão na região da fornalha baixa está particularmente relacionada com a formação de sulfuretos de ferro (FeS) a alta temperatura, em atmosfera redutora, dos tubos das paredes de água, normalmente em aço carbono ou com um revestimento exterior em aço inoxidável. A taxa de corrosão de um determinado material depende em grande parte do nível de estabilização dos óxidos superficiais, que servem para conter o avanço da corrosão, bem como da temperatura. Neste caso, os óxidos são em grande parte substituídos por sulfuretos, que formam uma camada porosa na superfície metálica que não a protege de continuar a reagir com os gases de combustão, resultando na sua permanente desagregação e formação de FeS, promovendo assim o avanço da corrosão e a consequente perda de espessura. A fim de evitar este fenómeno foram adoptadas várias soluções tendo em vista evitar o avanço da corrosão nestes tubos. Uma das primeiras soluções adoptadas para evitar o avanço da corrosão neste meio foi a utilização de tubos em aço carbono pinados. Os pinos, soldados por “*stud welding*” com uma densidade adequada, permitem a fixação do *smelt* nas paredes, formando uma barreira de *smelt* solidificado que impede o contacto da atmosfera envolvente com o material do tubo adjacente. Contudo, este método de protecção dos tubos apresenta algumas des-



Figura 1-3: Parede de água com tubos pinados.

vantagens, designadamente quando os pinos começam a apresentar algum desgaste, impedindo que exerçam a sua função de fixação do *smelt* de forma adequada, permitindo assim a corrosão dos tubos de água e a consequente perda de espessura, a qual poderá ser superior a 1 mm/ano [1]. Outro aspecto negativo deste tipo de solução prende-se com a dificuldade de controlo

de espessuras destes tubos devido à existência dos pinos, que impossibilitam o acesso da sonda de ultra-sons convencional à superfície do tubo para a realização da medição.

Por este motivo a medição é realizada com sondas especialmente concebidas para o efeito, que devido à reduzida base e à distância da zona de suporte, dificultam o correcto assentamento da sonda, influenciando em grande medida o erro de medição. Porém, esta ainda é uma solução utilizada por várias caldeiras de recuperação actualmente em operação.

Pelas razões anteriormente descritas, nos anos 70, as fornalhas em tubos pinados começaram a ser substituídas por fornalhas em tubos compostos, constituídos por uma coroa interior em aço carbono, para resistir às solicitações mecânicas e uma coroa exterior, com cerca de 1,5 mm de espessura, em aço inoxidável, tipicamente o AISI 304 (18Cr-10Ni), para resistir à corrosão. Esta solução

tem vindo a ser adoptada pelos principais fabricantes de caldeiras de recuperação química, existindo actualmente uma alteração do material da coroa exterior do AISI 304 para o SANICRO® 38 ($\approx 19,5\text{-}23,5\%$ Cr- $38,0\text{-}46,0\%$ Ni). A experiência na utilização deste material tem vindo demonstrar um melhor comportamento relativamente ao AISI 304, sobretudo no que diz respeito à menor susceptibilidade para a nucleação de fissuras por fadiga térmica ou por fenómenos de corrosão sob tensão [1] [2].

Uma alternativa aos tubos



Figura 1-4: Aberturas de ar primário - tubos compostos St45.8 III / AISI 304.



Figura 1-5: Linha de transição entre os tubos revestidos e os tubos sem revestimento (revestimento realizado por deposição com soldadura).

compostos, que tem vindo a ser utilizada por um fabricante de caldeiras de recuperação química com relativo sucesso, é o revestimento com soldadura dos tubos das paredes em aço carbono não ligados com um aço inoxidável ferrítico. A composição do material de adição varia ao longo da altura da fornalha, apresentando um teor de Crómio de 25% de Cr na zona mais baixa da fornalha e portanto, a mais susceptível a corrosão [2].

1.3 Processos de soldadura

Os processos de soldadura mais utilizados durante os trabalhos correntes de manutenção e reparação de caldeiras de recuperação química são o processo TIG (141) e eléctrodos revestidos (111) para as partes sob pressão, e o processo semi-automático na variante MAG (135) para as partes não sujeitas à pressão ou na ligação de componentes não sujeitos à pressão a partes pressurizadas, designadamente, alhetas de selagem e *casing* da caldeira. O processo de soldadura TIG é o mais utilizado para a substituição avulsa de tubos ou de componentes sujeitos à pressão, sobretudo pelo melhor controlo que este processo apresenta quando se pretende a realização de passes de penetração e de enchimento em juntas circunferenciais de tubo topo-a-topo de diâmetros inferiores a DN80 e em posições de difícil execução e com acesso limitado. A realização deste tipo de soldadura requer contudo a utilização de soldadores com o elevado nível de treino e com uma capacidade de coordenação motora muito apurada. Este processo depende portanto muito da qualidade do soldador que executa a junta.

O processo eléctrodos revestidos (111) é sobretudo utilizado para reposição da camada de protecção exterior em aço liga, reforço da espessura em tubos de aço carbono e na execução de soldaduras de selagem de alhetas. O bom controlo da deposição, a possibilidade de ser utilizado em qualquer posição e a simplicidade do equipamento, fazem deste processo, um dos mais utilizados em actividades de manutenção. Este processo apresenta ainda outra vantagem, sobretudo relativamente ao processo TIG (141). Trata-se da baixa entrega térmica que é necessária para o funcionamento deste processo, particularmente para eléctrodos de diâmetros mais reduzidos, o que possibilita a sua utilização em espessuras remanescentes relativamente baixas sem que ocorra o risco de perfuração da parede por acção do arco eléctrico [3]. Outra vantagem que advém desta baixa entrega térmica é a menor influência na alteração das propriedades mecânicas e

metalúrgicas do material de base. Pelas razões atrás apresentadas, este foi o processo seleccionado para a realização deste estudo.

Relativamente ao processo semi-automático na variante MAG (135), conforme já referido anteriormente, é sobretudo utilizado para componentes não sujeitos à pressão ou para a ligação destes componentes a elementos sujeitos a pressão. A principal razão para a utilização deste processo prende-se com a elevada taxa de deposição, sobretudo quando comparada com a taxa de deposição dos processos anteriormente descritos. Porém, este processo apresenta duas grandes desvantagens que limitam a sua utilização em soldaduras de tubos ou de componentes pressurizados. A primeira é a elevada probabilidade de ocorrência de faltas de fusão com este processo e a segunda prende-se com a dificuldade de controlo do processo sobretudo em geometrias complexas ou em juntas de difícil acesso. Relativamente à primeira desvantagem já existe disponível na indústria um processo alternativo, que utiliza o mesmo tipo de fonte de potência que o processo semi-automático, porém, em vez de um fio sólido, utiliza um fio tubular contínuo com um fluxo contido no seu interior, este processo designa-se por fios fluxados (136). A maior densidade de energia associada a este processo reduz significativamente ou elimina o risco de faltas de fusão, contudo, continua a apresentar as mesmas características de controlo em tudo semelhante ou mesmo mais difícil do que se verifica com o processo semi-automático convencional com fio sólido, devido à maior quantidade de energia necessária para consumir o fio fluxado.

1.4 Métodos de avaliação

Uma das maiores causas de falha crítica em caldeiras de recuperação química é a perda de espessura por corrosão de componentes sujeitos a pressão interna, pelo que, uma correcta avaliação visual do estado dos componentes, associada a uma adequada determinação da grelha de medição de espessuras é essencial para garantir uma operação segura deste tipo de equipamento. Por conseguinte, os métodos de avaliação de espessuras assumem um papel preponderante na avaliação deste tipo de componente. Um dos métodos mais utilizados é a medição pontual de espessuras com ultra-sons. Este método depende em grande medida do nível de conhecimento da caldeira, designadamente para determinar a localização e o número de pontos de medição [4]. Não obstante, existem alguns guias que permitem estabelecer o planeamento inicial das regiões

a medir em equipamentos novos ou para os quais não exista um histórico organizado. Um exemplo de um dos guias mais utilizado na indústria é o TAPPI™ TIP 0402-18, que estabelece os procedimentos de medição, as regiões a medir e a metodologia de organização e avaliação dos resultados obtidos. A avaliação das espessuras de tubos de caldeira utiliza ainda outros métodos alternativos, tais como a variante B-scan, que permite traçar o perfil de espessura do tubo na região analisada, este método é particularmente útil quando existem fortes suspeitas de corrosão do lado da água.

Outro método alternativo para aquisição de espessuras é o EMAT™ (*electromagnetic acoustic transducer*), que permite a detecção de discontinuidades e a aquisição de espessuras em materiais ferromagnéticos, em modo praticamente contínuo, através da passagem de um *scan* sobre a parede do tubo a analisar.

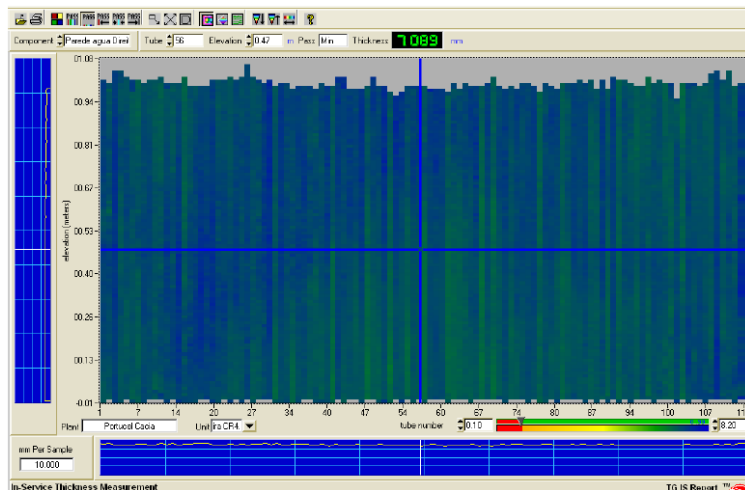


Figura 1-6: Aspecto visual dos resultados obtidos através do EMAT. Esta aplicação utiliza um método de gradação de cores, de azul para o vermelho, que permite facilmente identificar as zonas de espessura baixa.

As principais vantagens deste processo relativamente aos ultra-sons convencionais são: o modo praticamente contínuo de aquisição dos resultados, fácil análise e processamento dos dados obtidos e prescinde da limpeza dos óxidos da superfície dos tubos a analisar, na verdade a existência desses óxidos facilita a realização do ensaio [5].

Um outro método alternativo aos anteriormente referidos para aquisição de espessuras é o IRIS (*rotary ultrasonic wall thickness*), que utiliza o princípio básico dos ultra-sons contudo permite uma avaliação contínua da parede do tubo, utilizando água como meio de acoplamento. Este método tem apenas aplicação, para caracterização das espessuras nos tubos do feixe de convecção, em caldeiras com dois barriletes, uma vez que a sonda percorre o interior dos tubos, sendo este o único componente em que existe acesso do lado da água aos tubos.

Adicionalmente aos métodos descritos anteriormente, são ainda utilizados métodos avançados de ultra-sons, como por exemplo *phased array*, e métodos convencionais, tais como o ensaio com líquidos penetrantes, partículas magnéticas e radiografia industrial, quer convencional quer na alternativa digital. Contudo, o método mais importante na avaliação deste tipo de equipamentos continua a ser a inspecção visual, sendo portanto essencial a realização de uma adequada inspecção visual, por inspectores experientes neste tipo de indústria e, fundamentalmente, neste tipo de equipamento. Uma boa inspecção visual poderá então canalizar os recursos de inspecção e controlo para as zonas potencialmente mais críticas.

1.5 Reparações de áreas com perda espessura

As reparações realizadas em caldeiras de recuperação química são em tudo semelhantes às realizadas em caldeiras aquotubulares convencionais, porém, o risco de explosão por contacto água/ *smelt*, por exemplo, devido a uma rotura ou falha de um tubo de água, leva a que qualquer intervenção na região da fornalha inferior seja revestida de cuidados adicionais, sobretudo no que diz respeito aos métodos de reparação convencionalmente permitidos pela indústria, bem como relativamente aos métodos de controlo de qualidade aplicados.

A prática comum, na eventualidade de ser detectado um tubo com espessura inferior à recomendada, ou seja inferior à espessura mínima requerida mais a espessura calculada a partir da taxa de corrosão aplicada ao período previsto até à próxima paragem anual, será a substituição da extensão de tubo afectada, sendo realizada a emenda do novo tubo em junta topo a topo, sendo preferencialmente utilizado para a ligação o processo de soldadura TIG (141). Este método de substituição implica que exista acesso de ambos os lados da caldeira, sendo que muitas vezes é necessário efectuar a desmontagem das caixas de ar exteriores para aceder ao local da reparação.

O enchimento localizado com soldadura de tubos com perda de espessura localizada é igualmente um método utilizado neste tipo de equipamento. Contudo, está na maior parte das situações, limitado à espessura remanescente do tubo no local da intervenção, que nunca poderá ser inferior à espessura mínima requerida pelo código de cons-

trução. Apesar de não existir um limite bem definido para a área admissível para se efectuar este tipo de reparação, esta está muitas vezes limitada por regras puramente empíricas e baseadas normalmente na experiência dos inspectores que acompanham este tipo de reparações, sendo muitas vezes utilizadas dimensões de objectos com dimensões facilmente reconhecidas, tais como o diâmetro das moedas de 2 euros e de 1 dólar. No âmbito deste trabalho não foi localizado qualquer estudo sobre este assunto aplicado a caldeiras de recuperação química, em que a área máxima passível de ser reparada por este processo fosse definida.

Neste contexto, surge este trabalho, em que se pretende estudar a influência da área de enchimento para tubos em que a espessura remanescente é inferior à espessura mínima requerida, determinada pelo método de fórmulas de acordo com o código de construção a EN 12952 [6].

1.6 Objectivos

Este trabalho tem por principal objectivo estudar a influência do método de reposição de espessura resistente por soldadura e sobretudo a influência do aumento da área intervencionada, neste caso através do processo eléctrodos revestidos, nas propriedades mecânicas do material resultante da combinação do material de adição com o material de base do tubo. O contexto de utilização deste método de reparação foi igualmente um factor considerado por este estudo, sendo destinado para ser aplicado na reposição de material de tubos de água de fornalhas de caldeiras de recuperação química, utilizadas na indústria de produção de pasta de papel de ciclo *Kraft*.

1.7 Motivação

Este trabalho surge pelo facto de não serem conhecidos pelo autor estudos específicos das consequências de aplicação desta técnica de reparação no compor-

tamento mecânico do material do tubo, designadamente em equipamentos com um elevado risco de explosão na eventualidade de uma fuga em operação, como é o caso das caldeiras de recuperação química. As aplicações deste método de reparação encontram-se actualmente limitadas por requisitos dimensionais empíricos, não existindo estabelecida na indústria uma fundamentação técnica adequada para a sua utilização e para os limites a impor. A implementação desta técnica evitaria em muitas circunstâncias a substituição integral dos tubos da fornalha nas zonas afectadas por perda de espessura localizada, reduzindo desta forma os custos de reparação e os tempos de paragem dos equipamentos.

1.8 Estrutura

Tendo em vista a prossecução dos objectivos descritos no ponto 1.6, o autor estruturou o trabalho em quatro secções. Na primeira secção, designada por “estado da arte”, pretende-se fazer uma síntese da fundamentação teórica utilizada neste estudo, designadamente no planeamento das metodologias de ensaio, na interpretação dos resultados e na elaboração das conclusões.

Na segunda secção, “procedimento experimental, descrevem-se os métodos utilizados na preparação dos provetes, com especial enfoque para a determinação das dimensões e geometria das zonas de simulação da perda de espessura localizada. Esta secção descreve ainda os meios e os procedimentos utilizados para a realização da deposição com soldadura dos provetes, dos ensaios não destrutivos, dos ensaios mecânicos e metalográficos planeados.

Os resultados e a sua discussão são apresentados na terceira secção. Aqui apresentam-se os vários resultados obtidos a partir dos ensaios realizados e das condições registadas durante a fase de execução dos corpos de prova. A sistematização desta informação permite relacionar esta informação permitindo a sua discussão e interpretação.

Na quarta e última secção, são apresentadas as conclusões deste estudo e apontadas algumas sugestões para a continuação deste estudo em trabalhos futuros.

Estado da arte

2.1 Metodologia actual

Actualmente a reparação mais comum, na eventualidade de ser detectada uma perda de espessura localizada inferior à espessura mínima recomendada, ou seja, a espessura mínima requerida adicionada da mais elevada das taxas de corrosão a longo prazo ou curto prazo, passa pela substi-

tuição integral da extensão de tubo corroída, através do corte do tubo existente em duas extremidades e a soldadura de um novo segmento de tubo, soldado topo a topo ao tubo existente. Este procedimento, apesar de ser considerado como o mais seguro do ponto de vista da ins-



pecção, é também muito demorado e por vezes complexo, podendo implicar a desmontagem das condutas de distribuição de ar exteriores, isolamento térmico e o corte *casing*, para se conseguir aceder ao tubo a substituir. Muitas vezes as soldaduras a realizar são de complexidade elevada, uma vez que o acesso às juntas para soldadura nem sempre é o mais favorável, incorrendo-se ainda no risco de

Figura 2-1: Substituição avulsa de tubos na fornalha – destaca-se o espaço muito limitado para a realização das actividades de montagem e soldadura.

introdução de defeitos, por contacto accidental com ferramentas de corte e desbaste ou com a tocha de soldadura em tubos vizinhos, bem como da eventualidade destes defeitos não serem detectados e portanto não reparados.

Habitualmente, as soldaduras topo a topo realizadas são ainda submetidas a controlo radiográfico, o que obriga à paragem dos restantes trabalhos em curso, para permitir a execução deste ensaio.

Da descrição anterior, facilmente se percebe da complexidade deste tipo de intervenção, bem como do tempo necessário à sua execução, o que em situação de paragem de unidades de produção de pasta de papel, com tempos de disponibilidade para manutenção cada vez mais curtos, normalmente 5 dias a cada dezoito (18) meses, é um factor de elevada complexidade.

A determinação da espessura recomendada, decisiva para se efectuar a reparação, tem por base a metodologia de cálculo por fórmulas previstas pelos códigos de construção, designadamente a EN 12952 [6] e o ASME Sec. I [7] e o histórico dos valores de espessura que permite determinar a taxa de corrosão do componente a avaliar. Existem ainda algumas alternativas em uso na indústria, tais como a recomendação nº D3, Edição 2, de Março de 2005 do *Sodahuskommittén* [8], que permite determinar a espessura recomendada graficamente, com base na metodologia de cálculo por fórmulas da norma EN 12952-3. Não existe ainda nesta indústria o hábito de utilização de metodologias de análise de falha mais refinadas, tais como os níveis de avaliação previstos pelo documento API RP 579 *Fitness for service* [9], que permitem a obtenção de espessuras inferiores às calculadas pelos métodos de cálculo por fórmulas convencionais. A razão pela não utilização destas metodologias prende-se com a postura mais conservadora desta indústria, associada à dificuldade de aceder às ferramentas necessárias para a implementação destes métodos de análise, bem como ao tempo necessário para a sua concretização, sendo por vezes mais fácil optar pela análise convencional e eventualmente decidir pela substituição do componente degradado.

Existem ainda entidades ou associações de utilizadores de caldeiras de recuperação, tais como a TAPPI ou *Black liquor Recovery Boiler Advisory Committee (BLRBAC)*, que publicam recomendações técnicas que servem de suporte à indústria, designadamente quanto a metodologias de inspecção e de reparação. Um destes documentos é o *Materials & Welding Guidelines for Black Liquor Recovery Boilers* [10]. Relativamente à reparação

para reposição de espessura resistente em tubos, este documento prevê a possibilidade de enchimento com soldadura, desde que seja utilizado um consumível compatível mecanicamente e metalurgicamente com o material de base, sem que seja estabelecido qualquer limite rigoroso da área permitida para se efectuar este tipo de reparação. Esta recomendação, na eventualidade da espessura remanescente ser inferior à espessura mínima de projecto, impõe ainda restrições relacionadas com a dimensão do defeito e localização do dano na caldeira, porém sem definir condições específicas, deixando a sua aplicação ao julgamento do inspector responsável pelo acompanhamento das reparações. Um dos limites referidos pela recomendação é relativo à espessura remanescente em que será possível a aplicação deste método de reparação, que está relacionada com o processo de soldadura a utilizar, designadamente com a espessura mínima necessária para que não ocorra a perfuração do tubo pelo arco eléctrico.

As condições referidas neste documento são consentâneas com o mencionado pelo artigo 2.11 do ASME PCC-2 Ed. 2011 [11], que estabelece um âmbito de aplicação deste método de reparação mais alargado e, portanto, menos relacionado com o equipamento em análise, as caldeiras de recuperação química.

Para além dos documentos referidos anteriormente, não foi localizado, no âmbito desta tese, qualquer outro documento ou estudo mais específico relativamente a esta temática, designadamente quanto às alterações possíveis de serem introduzidas por este tipo de reparação em componentes sujeitos a pressão interna, como é o caso dos tubos de paredes de água de caldeiras aquotubulares.

2.2 Caracterização do material e sua soldabilidade

Relativamente ao material de base utilizado no âmbito desta dissertação, será conveniente descrevê-lo de forma sucinta relativamente às suas características metalúrgicas e mecânicas, mas sobretudo caracteriza-lo quanto à sua soldabilidade.

O material seleccionado para este estudo, o EN 10216-2: P265GH [12], é um aço não ligado (Fe-Mn-C) fornecido no estado normalizado (temperatura de austenitização 880-940°C, com arrefecimento ao ar), destinado a aplicações a elevada temperatura, pertencente ao grupo 1.1 de acordo com a norma ISO TR 15608 [13]. A composição nominal

deste aço é tipicamente 0,14%C, 1,05%Mn (principais elementos), caracterizada, à semelhança de outros aços não ligados, por uma estrutura metalográfica composta por ferrite e perlite. Na figura apresenta-se a estrutura metalográfica do material de base do tubo na condição de fornecimento.

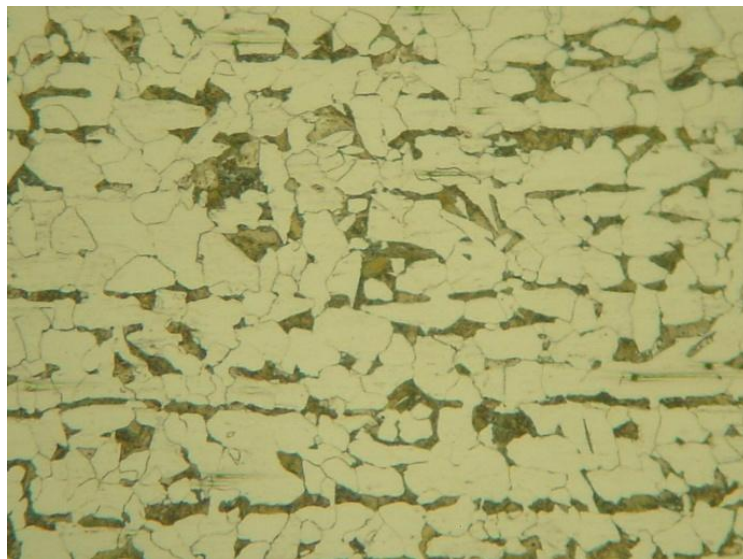


Figura 2-2: Estrutura metalográfica do material do tubo em estado de fornecimento - estrutura metalográfica constituída por ferrite e perlite.

De acordo com a norma EN 12952-2 Ed. 2001 [6], a composição química nominal para aços ferríticos, como é o caso do material seleccionado para esta dissertação, destinados ao processamento com soldadura, não deverá ser superior aos valores apresentados em baixo.

$$C (\%) \leq 0,25; S (\%) \leq 0,03; P (\%) \leq 0,040$$

Relativamente aos teores de S e P são considerados elementos contaminantes, pelo que a sua presença deverá ser mantida o baixo possível uma vez que influenciam a susceptibilidade dos aços à fissuração a quente ou ao arrancamento lamelar, reduzindo ainda as suas propriedades mecânicas, designadamente a resiliência.

No que diz respeito ao teor de C a sua adição é realizada com o objectivo de aumentar a tensão de cedência, a tensão de rotura, a dureza e a resistência ao desgaste. Porém, ao

ser adicionado ao aço, este elemento tem uma influência negativa nas suas propriedades, nomeadamente na tenacidade, no alongamento, na sua aptidão à conformação e na sua soldabilidade. A sua soldabilidade está por conseguinte relacionada com a susceptibilidade à têmpera do material de base, ou seja, um aumento do teor de carbono vai potenciar a formação de martensite em especial na zona térmica afectada do material, onde a velocidade de arrefecimento é mais elevada. A martensite é caracterizada por uma rede cristalina tetragonal de corpo centrado, resultado da distorção do empacotamento cúbico de faces centradas da austenite, pela inserção de átomos de carbono, em solução sólida sobressaturada. No que respeita à fragilidade, muitas vezes considerada como sistematicamente associada à presença de martensite, é também função do teor de carbono, ou seja, as martensites de baixo teor de carbono não são frágeis, compreendendo aqui as que resultam do ciclo térmico de soldadura, e qualificam-se mesmo como dúcteis, as martensites com teor em carbono inferior a 0,1% [14].

Porém a existência de hidrogénio é um factor de elevada importância neste balanço, pois a introdução deste elemento na rede, não frágil ou pouco frágil, tem como consequência a sua fragilização e pode, deste modo, concorrer para o mecanismo de fragilização a frio. Não obstante, a sensibilidade da martensite à fragilização com hidrogénio é sempre afectada negativamente pelo teor de carbono, sempre que este aumenta, diminui a tolerância face ao hidrogénio.

Conforme já referido em cima, o teor de carbono é o elemento preponderante que entra na formação da martensite. Porém, existem outros elementos de liga que facilitam a temperabilidade de um dado aço, designadamente elementos como o Mn, Cr, Mo e o V, que alteram o tempo de arrefecimento do domínio crítico martensítico. Da influência destes elementos da têmpera em soldadura surge o termo carbono equivalente (CE), que se pode traduzir pela seguinte fórmula [15]:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} \text{ (%) } \textit{Fórmula CE do IIW [15]}$$

Este valor do carbono equivalente permite uma correlação válida entre a dureza sob cordão e o tempo de arrefecimento, completando a informação relativa ao teor de carbono máximo para um dado material. Tendo como referência alguns valores indicados

na literatura, designadamente pela publicação “*The welding engineer’s current knowledge*” [16], temos que o carbono equivalente máximo recomendado para soldadura de aços ferríticos é de 0,4%.

Pelo que acima se descreveu, verifica-se que, para o material seleccionado para este estudo, temos um teor de carbono inferior a 0,25% (valor especificado é de 0,14%) e um carbono equivalente de 0,32%, determinado a partir da aplicação da fórmula de CE do IIW, e por conseguinte inferior ao valor de referência de 0,4%. Em resultado desta análise, pode concluir-se que o material apresenta características adequadas de soldabilidade.

2.3 Influência da soldadura na tenacidade

Antes de descrever a influência do processo de soldadura por fusão na característica de tenacidade de um material ferrítico, como é o caso do material utilizado neste estudo, será necessário explicar o conceito tenacidade.

A tenacidade, pode ser descrita como sendo a energia de deformação absorvida até à rotura de um dado material a uma determinada temperatura, sendo habitualmente expressa em Joule (J). Uma das formas mais comuns de determinação desta propriedade é através do ensaio de impacto, em que um provete paralelepípedo, que contém um entalhe numa das faces, é submetido a uma flexão por impacto de um martelo ou pêndulo com uma energia potencial conhecida. A energia absorvida pela deformação e rotura do provete é determinada pela diferença entre a altura máxima do martelo após e antes do impacto. A energia de impacto pode então ser determinada a partir da aplicação da seguinte fórmula [17]:

$$E J = m \cdot g(h_0 - h_1) \quad (\text{Cálculo da energia de impacto})$$

Em que:

m massa do martelo (kg)

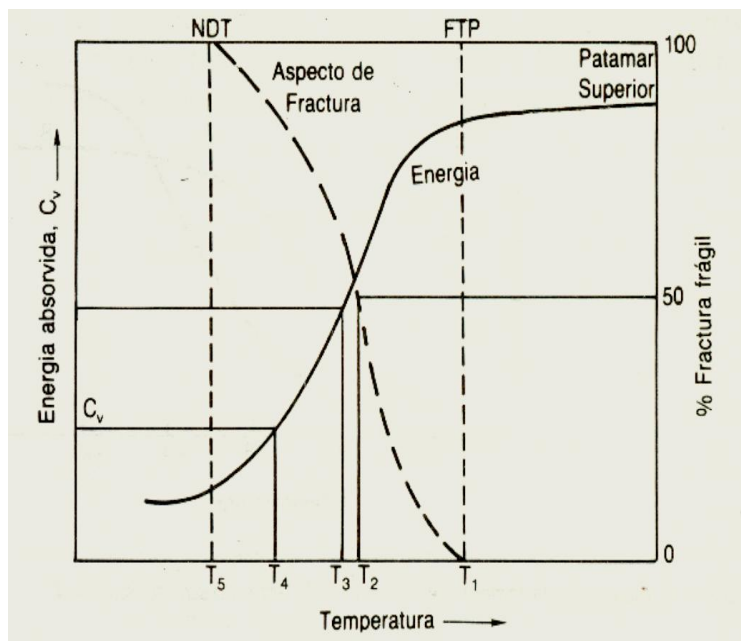
g aceleração da gravidade (m/s^2)

h_0 altura inicial (m)

h_f altura final (m)

O procedimento de ensaio utilizado neste estudo encontra-se descrito de forma detalhada na parte 3 desta dissertação.

Outro conceito que importa descrever é o da temperatura de transição. Nos aços ferríticos (cúbico de corpo centrado), de média resistência, à medida que a temperatura decresce, a fractura deixa de ter um comportamento dúctil para passar a ter um comportamento frágil [18]. Esta transição é muitas vezes fixada por um valor mínimo de energia de impacto, por exemplo 27J para o caso de materiais para aplicação em equipamentos sob pressão. A temperatura de transição pode ser igualmente determinada através da análise das superfícies de fractura, ou seja, a temperatura a partir da qual ocorre uma fractura 50% frágil e 50% dúctil. Outra forma de determinar a temperatura de transição é através da média das energias do patamar superior, em que o aspecto da fractura é considerado 100% dúctil e a do patamar inferior, em que o aspecto é considerado 100% frágil, a temperatura à qual corresponde este valor médio é definida como sendo a temperatura de transição. Por fim, outra alternativa para determinar a temperatura de transição, pode ser a temperatura à qual o aspecto da fractura é 100% frágil, designada por **NDT** (*nil ductility temperature*). A temperatura de transição é determinada então a partir da temperatura mais elevada em que ocorre a rotura do provete. A figura 2.4 pretende ilustrar as várias formas de determinação da temperatura de transição e a sua posição relativa tendo em linha de conta o método de determinação da temperatura de transição utilizado.



T₁ - Patamar superior de fractura 100% dúctil (FTP - Fractura de transição plástica)

T₂ - Fractura com 50% dúctil e frágil (TTAF - Temperatura de Transição de Aspecto de Fractura)

T₃ - Temperatura que corresponde à média da energia dos patamares inferior e superior (TTAF/FATT - Temperatura de Transição)

T₄ - Temperatura à qual se atinge um valor de energia pré-estabelecido, por exemplo 27J

T₅ - Patamar inferior de fractura 100% frágil (NDT - Nil Ductility Temperature)

Figura 2-3: Curvas de energia - Temperatura / aspecto de fractura [figura extraída do cap. V; Ensaios Mecânicos; A. Correia da Cruz e João Carreira].

Existem ainda outras formas de definição da temperatura de transição, por exemplo através da expansão lateral dos provetes, contudo não se considera pertinente para este estudo a sua abordagem, uma vez que na maioria das aplicações é utilizado um valor padrão definido pelo fabricante ou pela norma de referência do material.

De acordo com o descrito anteriormente, constata-se que a tenacidade de um material é influenciada pela composição química desse material (elementos de liga e teor de impurezas) e pelas propriedades físicas e mecânicas do material. As propriedades físicas de interesse, que são fortemente influenciadas pelo processo de soldadura, são a microestrutura final e a dimensão do tamanho de grão, as propriedades mecânicas são a tensão de cedência e a dureza [14] [19] [20].

Efeito da composição química

A existência de impurezas como o fósforo podem ser um forte contributo para a redução da tenacidade do material, porém, os novos métodos utilizados no fabrico dos materiais de adição e de base, permitem reduzir o seu teor a níveis aceitáveis, de forma a minimizar a sua influência [14]. Elementos de liga tais como o cromo, o silício, o níquel e o manganês são conhecidos por potenciar os efeitos destas impurezas, sobretudo

quando estes elementos estão presentes em simultâneo. O mesmo acontece para os elementos manganês, silício e fósforo quando presentes em simultâneo têm igualmente um impacto negativo na tenacidade do material. Porém, conforme já referido anteriormente, devido a um avanço tecnológico das técnicas de fabrico dos materiais, possibilitam reduzir o teor destes elementos designadamente através da redução das impurezas como o enxofre, que permitem reduzir a quantidade de manganês necessário de adicionar ao material. Outro avanço tecnológico no fabrico de aços prende-se com os métodos de desoxidação, que inicialmente era realizado sobretudo com recurso à adição de elementos desoxidante, como o silício, que contribuíam para uma redução das propriedades de tenacidade, e que actualmente são realizados por processos alternativos como a desoxidação por vácuo com carbono (VCD). A combinação destes métodos permite uma redução significativa destes elementos, como se pode constatar pela composição química nominal dos materiais de base e adição utilizados neste estudo, melhorando substancialmente o seu comportamento [19].

Efeito da microestrutura

A estrutura ferrite-perlite é aquela que apresenta valores mais elevados de tenacidade, seguida da bainite e por fim pela martensite. Um aumento da resistência mecânica do material e/ ou da dureza implica uma redução da tenacidade. A soldadura de aços ferríticos produz uma zona em que a microestrutura original do material de base é alterada pelo calor produzido pelo processo de soldadura, designada por zona termicamente afectada, que dependendo da microestrutura resultante nesta região irá influenciar a tenacidade e a dureza. Em resumo, um aumento da presença das microestruturas bainíticas e martensíticas tem por efeito reduzir a tenacidade do material [14] [16].

Efeito do tamanho de grão

A relação entre a microestrutura da zona termicamente afectada e a tenacidade pode ser resumida da seguinte forma, a tenacidade diminui com o aumento do tamanho de grão. No caso de aços C-Mn, que não contêm qualquer elemento de liga que limite o aumento do grão austenítico durante a soldadura, a única forma de controlar o aumen-

to de tamanho de grão durante a soldadura será através da realização de um controlo adequado do tempo de arrefecimento a fim de garantir uma tenacidade adequada na zona termicamente afectada. O gráfico da figura 2-5 descreve a influência da entrega térmica na dimensão do grão de austenite e a extensão da zona afectada por este crescimento de tamanho de grão [21].

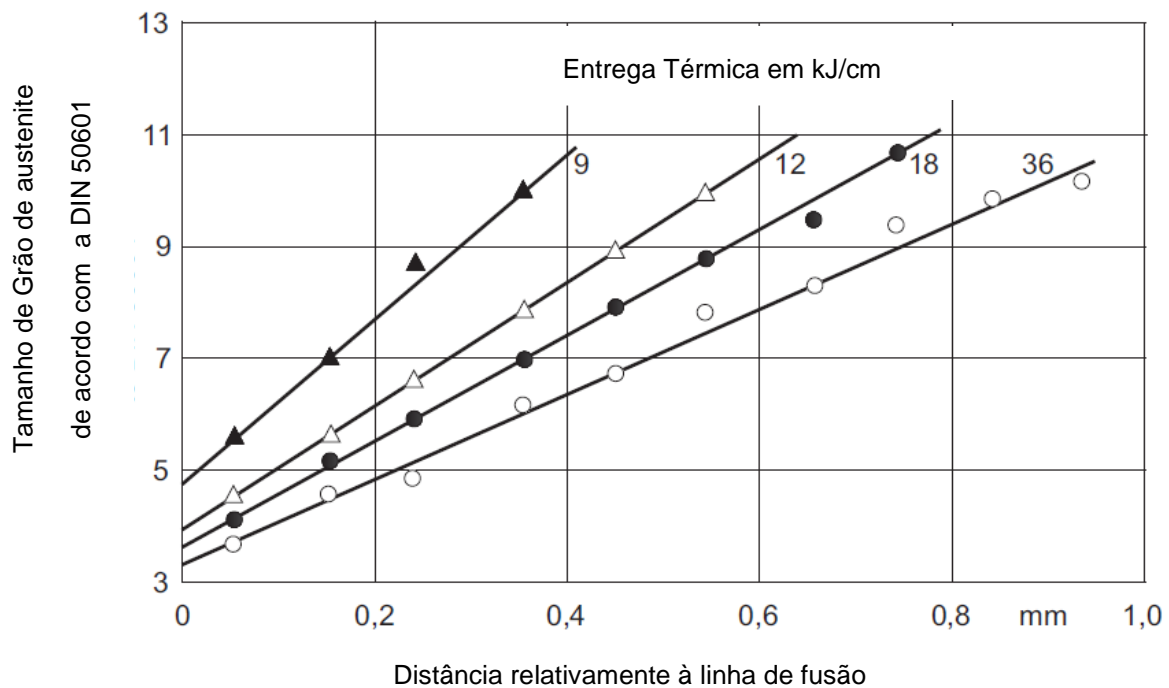


Figura 2-4: Influência da entrega térmica no aumento de tamanho de grão da austenite .

Efeito nas propriedades mecânicas

Os ciclos de temperatura durante a soldadura têm um efeito significativo nas propriedades mecânicas da junta soldada. Estes são sobretudo influenciados pela espessura do material, pela forma da soldadura, pela entrega térmica e pela temperatura de pré-aquecimento. A velocidade de arrefecimento da soldadura é o elemento fundamental, que congrega os efeitos dos parâmetros referidos anteriormente, que, para efeitos de análise, é traduzida pelo tempo em que a soldadura e a zona termicamente afectada leva a atravessar o intervalo de temperaturas entre os 800°C e os 500°C ($t_{8/5}$), ou seja em situação de arrefecimento normal, a um aumento do $t_{8/5}$ deverá corresponder um aumento da permanência da soldadura acima dos 800°C. Assim, poder-se-á concluir que ao aumento deste tempo, poderá estar associada uma redução da tenacidade e a um

aumento da temperatura de transição da zona termicamente afectada. Por outro lado, um aumento do tempo de arrefecimento $t_{8/5}$ tem por consequência uma diminuição da dureza.

Conceito de tempo de arrefecimento ($t_{8/5}$)

As propriedades de tenacidade de um determinado aço na zona termicamente afectada por soldadura, nunca deverá ser inferior ao mínimo especificado para o material de base, para tal, as condições de soldadura deverão ser seleccionadas para que o tempo de arrefecimento entre os 800°C e os 500°C nunca seja excedido. Da mesma forma, na eventualidade de serem especificados requisitos de dureza, por exemplo 350 HV para um aço ferrítico, então o tempo de arrefecimento entre os 800°C e os 500°C não deverá ser inferior a um determinado valor dependendo do material, devendo ser ajustados os vários parâmetros de soldadura em conformidade com o pretendido [15] [16].

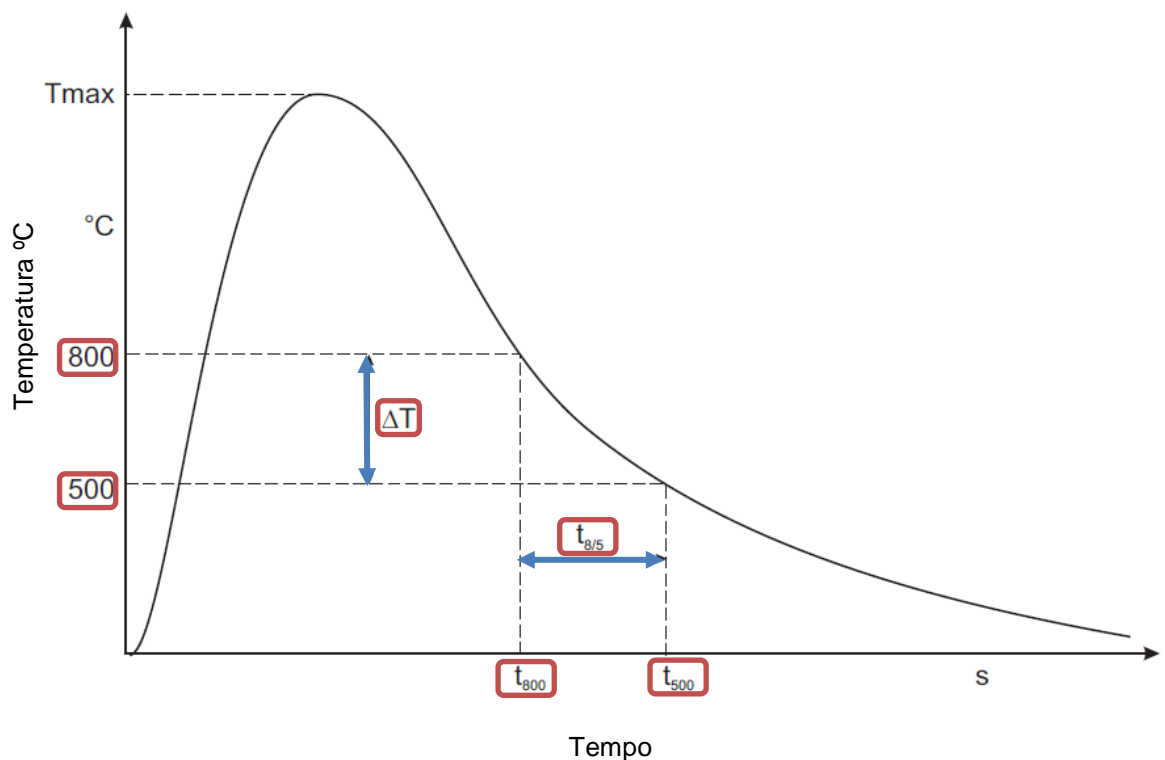


Figura 2-5: Gráfico tempo / temperatura ilustrando a zona correspondente ao tempo de arrefecimento entre os 800°C e os 500°C.

A norma EN 1011-2 : Ed. 2001, estabelece a metodologia de cálculo do tempo de arrefecimento entre os 800°C e os 500°C, bem como o procedimento para determinação dos

respectivos valores expectáveis para a tenacidade e para a dureza. Em baixo apresenta-se a fórmula de cálculo da $t_{8/5}$ incluída na EN 1011-2, aplicável para um escoamento de calor bidimensional, uma vez que se trata de uma espessura relativamente baixa, para um material não ligado (ex. EN 10216-2:P265GH-TC2).

$$t_{8/5} = (4300 - 4,3T_0) \times 10^5 \times \frac{Q^2}{d^2} \times \left[\left(\frac{1}{500-T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0} \right)^2 \right] \times F_2 \quad (EN 1011-2 D.2)$$

Em que

T_0 : Temperatura inicial do material de base em $^{\circ}C$

Q : Entrega térmica em kJ/mm

d : Espessura do material de base em mm

F_2 : Factor de forma; a ser extraído da tabela D.1 da norma EN 1011-2.

2.4 Influência das condições ambientais e de operação

Apesar de não terem sido considerados, no âmbito desta dissertação, os efeitos das condições de funcionamento e ambientais a que os tubos das paredes de água das caldeiras de recuperação estão sujeitos, considera-se, porém, relevante discutir a sua influência no comportamento do material dos tubos das paredes de água das caldeiras de recuperação. Convém clarificar que os ensaios laboratoriais realizados não tiveram em linha de conta a influência destas condições, designadamente quanto a seu efeito sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas. A principal razão para não ter sido contemplada a influência das condições ambientais, deve-se ao facto de se pretender estudar isoladamente a influência da soldadura nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do material base, sem que este tenha sido afectado por qualquer fenómeno de degradação externo. Contudo, conforme já referido anteriormente, as condições de operação têm uma influência significativa no comportamento do material dos componentes da caldeira, designadamente ao nível das paredes de água da fornalha, aspectos que deverão ser considerados aquando da decisão para a realização de uma possível reparação com soldadura.

Descrevem-se a seguir alguns dos fenómenos de degradação possíveis de ser encontrados em tubos das paredes de água de uma fornalha e que possam influenciar as propriedades do material de base ou que eventualmente possam impossibilitar a realização de uma reparação com recurso a soldadura.

Corrosão generalizada ou localizada do lado dos gases

A pressão parcial do oxigénio na zona da fornalha inferior é muito baixa para permitir a formação de uma camada de óxidos estável nos tubos de aço carbono, porém a atmosfera gasosa redutora rica em enxofre promove a formação de uma camada de sulfureto de ferro na superfície dos tubos. A taxa de corrosão depende sobretudo da temperatura à superfície do tubo, que por sua vez depende da pressão de operação da caldeira. A taxa de corrosão para os tubos em aço carbono não é considerada significativa para as temperaturas de operação correspondentes a uma pressão até 6,50 MPa. Para caldeiras a operarem com pressões acima deste valor, a taxa de corrosão tem um aumento significativo, por exemplo, para uma caldeira a operar a cerca de 7,00 MPa, o aumento da taxa de corrosão é da ordem dos 0,46 mm/ ano. Por este motivo foram adoptadas medidas para permitir um aumento da vida dos tubos de aço carbono, por exemplo através da colocação de tubos com pinos que permitem fixar uma camada protectora de *smelt* solidificado, protegendo desta forma a superfície do tubo da atmosfera da fornalha, ou através da instalação de revestimentos exteriores resistentes à corrosão, como por exemplo através do revestimento com soldadura de ligas com elevadas percentagens de crómio (aços inoxidáveis ferríticos) ou através da utilização de tubos compostos [1].

Um fenómeno de corrosão conhecido neste tipo de caldeiras localiza-se nos cantos dos tubos das aberturas de ar primário, devido à libertação de calor originada pela queima de resíduos de lixívia negra não queimada, no seio do elevado caudal de ar de combustão que é conduzido para a fornalha através destas aberturas. Os tubos da porta virados para o exterior da caldeira, podem igualmente estar sujeitos à corrosão devido à presença de hidróxido de sódio fundido em zonas de estagnação, onde não foi possível ocorrer a reacção deste para se transformar em carbonato de sódio. Os produtos de corrosão que de outra forma protegeriam os tubos em aço carbono, como por exemplo

a $\text{Fe}_2\text{Na}_2\text{O}_4$ são removidos (dissolvidos) pelo hidróxido de sódio fundido, resultando assim num aumento da taxa de corrosão.

Em nenhuma das formas de degradação descritas anteriormente existe uma degradação efectiva das propriedades do material, apenas ocorre uma perda de secção resistente por redução da espessura do material do tubo, sendo portanto necessário recorrer à substituição da zona corroída ou alternativamente, proceder à reposição de espessura resistente através do enchimento localizado com soldadura.

Fissuração por fadiga térmica

Este fenómeno em caldeiras de recuperação química ocorre fundamentalmente nos tubos das aberturas de ar primário ou nos tubos das aberturas de saída de *smelt* localizadas na fornalha inferior [22].

A fissuração por fadiga ocorre para níveis de tensão muito mais baixa do que a requerida para uma carga constante, quando a actuação destas tensões é realizada de forma repetida ou está sujeita a variações de intensidade. No caso da fadiga térmica esta variação ocorre em arranques e paragens da unidade, bem como durante a operação, na sequência de gradientes de temperatura transientes. Se estes são repetidos, a diferença de expansão térmica durante cada um dos transientes, resulta na aplicação cíclica de tensões de origem térmica. A extensão do dano provocado por este fenómeno de fadiga depende da natureza e da frequência do transiente, do gradiente térmico do componente e das propriedades do material. Especificamente em caldeiras de recuperação química, este tipo de fissuração é mais frequentemente detectada nas portas de ar primário e nas aberturas de saída de *smelt*. Se nas primeiras este fenómeno de fissuração fica normalmente confinado aos tubos que formam a porta, já nas saídas de *smelt* esta fissuração poderá ocorrer não só nos tubos das aberturas, mas também nos tubos adjacentes a estes. Estes tubos apresentam variações de temperatura quando a camada protectora de *smelt* solidificado é removida da superfície dos tubos, dando origem a um pico de temperatura. O efeito do aparecimento destes picos de temperatura é agravado pela existência de tensões residuais causadas pelo processo de conformação dos tubos que constituem as aberturas, bem como pelas soldaduras das membranas e alhetas de selagem. Neste contexto, é de primordial importância confirmar a inexistência de qualquer defeito indicativo de um fenómeno de fadiga térmica activo, na região onde se

pretende efectuar a soldadura, uma vez que as tensões residuais daí resultantes poderão potenciar os efeitos deste fenómeno, aumentando assim a probabilidade de falha catastrófica do componente. Este exame poderá ser realizado com recurso a técnicas de controlo não destrutivo, tais como líquidos penetrantes ou partículas magnéticas.

Fluência

Devido a uma activação térmica, os materiais podem, de forma lenta e contínua, deformar-se mesmo quando sujeitos a uma de tensão constante, podendo eventualmente dar origem à fissuração. Esta deformação do material, dependente do tempo, na presença de temperatura e sujeita a uma tensão constante é designada por fluência. Dependendo do componente, o mecanismo de falha final poderá ser resultado da deformação ou da fractura. Processos de fluência localizados nas extremidades de um defeito pré-existente ou em pontos de concentração de tensões podem dar origem à propagação desse defeito e eventualmente levar à falha do componente [21].

A evolução do processo de fluência pode ser dividida em três fases distintas. A primeira, designada por fluência primária, corresponde ao período de fluência transiente em que a resistência do material à fluência aumenta até ser atingido um equilíbrio. A segunda, a fluência secundária, corresponde ao período onde a taxa de fluência é aproximadamente constante, que resulta do equilíbrio entre os mecanismos de encruamento e de recuperação, durante esta fase a taxa de fluência é designada por taxa mínima de fluência. Por fim temos a terceira fase, que corresponde à fluência terciária, nesta fase ocorre a redução da secção transversal e está vulgarmente associada a fenómenos metalúrgicos, tais como o crescimento de partículas precipitadas nos limites de grão, coalescência de micro vazios e à recristalização.

Os processos de deformação a temperatura elevada podem ocorrer por deformação nos planos de deformação, formação de sub-grãos e através do deslizamento nos limites de grão. Relativamente à deformação nos planos de deformação, esta ocorre devido à activação de novos planos de deformação a altas temperaturas, que são resultado de novas e variadas fontes de deslocação, relativamente às que normalmente ocorrem para baixas temperaturas. O processo de formação de sub-grãos ocorre durante a fase de “restauração”, onde se formam os limites de grão de baixo ângulo por reagrupamento das deslocações, desbloqueando desta forma algumas barreiras ao movimento das des-

locações, o que facilita a deformação. Por fim, o processo de deslizamento nos limites de grão, que ocorre com o aumento da temperatura, devido ao enfraquecimento dos limites de grão relativamente aos planos normais de deslizamento, resultando assim numa maior tendência para ocorrer a fractura dos materiais de forma intergranular. Os processos de deslizamento nos limites de grão, controlados pela difusão, são progressivamente activados, à medida que a temperatura aumenta. Nos limites de grão verifica-se a formação e crescimento de micro-vazios, tanto em zonas de pontas triplas como em partículas precipitadas nos limites de grão. Nestas zonas dá-se inicialmente a precipitação de carbonetos isolados, que posteriormente tomam um aspecto de linhas quase contínuas nos limites de grão. Numa terceira fase verifica-se uma precipitação franca nos limites de grão com início da formação de micro-vazios, finalmente, numa quarta e última fase, dá-se a coalescência de micro-vazios e a propagação de fissuras, correspondendo esta fase ao início da instabilidade.

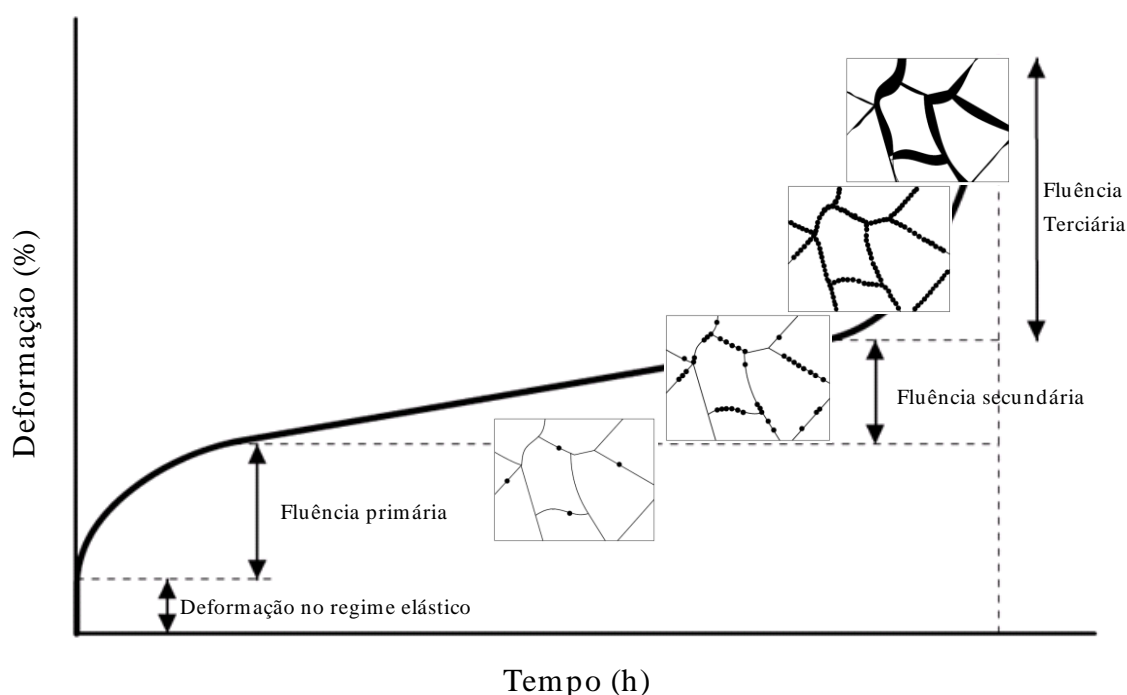


Figura 2-6: Curva típica de fluência e representação gráfica da evolução da microestrutura.

Em resumo pode dizer-se que a fluência corresponde a uma perda irreversível de ductilidade e de tenacidade, para qual contribuem a alteração da morfologia do limite de grão com crescimento de precipitados e empobrecimento das zonas adjacentes, a nu-

cleação e crescimento de micro-vazios e posterior fissuração dos limites dos grãos e a segregação de impurezas.

Relativamente ao material de base utilizado neste estudo, o P265GH-TC2, para que seja atingida uma taxa mínima de fluência de 1% por 10.000 horas (ou 0,0001%/ hora), é necessário que esse material se encontre a uma temperatura superior a 400°C e sujeito a uma tensão de 182 MPa [21]. Relativamente aos tubos das paredes de água, devido ao arrefecimento proporcionado pela água que circula no seu interior, não atingem, em condições normais de funcionamento, temperaturas acima da temperatura para qual se deverá ser considerado o factor da fluência - no caso deste material o valor de temperatura a partir da qual é necessário considerar este fenómeno é de 400 °C (anexo A da norma EN 10216-2). Neste estudo em particular as condições de projecto assumidas para o cálculo das tensões admissíveis foi de 370°C, logo inferior aos 400°C referidos pela norma do material. Não obstante o referido anteriormente, na eventualidade de serem detectadas evidências de sobreaquecimento nos tubos das paredes (exemplo: deformações, diferente coloração / aspecto superficial, maior espessura de óxidos, etc.), não deverá ser realizada qualquer intervenção que envolva soldadura sobre a zona afectada, sem que seja realizada uma análise metalográfica da região. As causas para o sobreaquecimento do tubo poderão ser várias mas normalmente estão relacionadas com uma deficiente condução / operação da caldeira, designadamente falhas relacionadas com perturbações na circulação de água, falhas no controlo da temperatura de água à entrada, que normalmente conduzem à formação de bolsas de vapor no interior dos tubos, a existência de depósitos do lado da água ou qualquer outro constrangimento à passagem da água que possa influenciar o correcto arrefecimento dos tubos. Pelas razões atrás descritas é de primordial importância o estudo do histórico operacional do equipamento a intervir, de forma permitir um adequado planeamento das actividades de inspecção e de reparação.

Corrosão do lado da água

Os danos provocados por corrosão do lado da água são normalmente provocados por um tratamento inadequado da água de alimentação ou por uma deficiente lavagem química. Um tratamento de água bem especificado e adequadamente monitorizado associado a uma boa eficácia do desgaseificador são essenciais para evitar danos pro-

vocados por corrosão. Os principais mecanismos de corrosão passíveis de serem encontrados são:

- Corrosão sob depósito (dano provocado por hidrogénio, corrosão cáustica e corrosão por ácido fosfático);
- Picadas por oxigénio;
- Corrosão galvânica por presença de cobre.

Os factores que mais facilmente poderão contribuir para a corrosão do lado da água em caldeiras de recuperação são:

- O aumento significativo da carga térmica das caldeiras de recuperação, devido a um aumento do teor de sólidos da lixívia negra que é utilizada como combustível de forma a melhorar o desempenho das actuais instalações;
- O aumento das pressões de operação que implicam um aumento da temperatura de ebulição;
- Devido à necessidade de aproveitamento dos condensados recolhidos nas várias áreas da fábrica que consomem vapor, há por essa via um aumento significativo do risco de contaminação da água de alimentação utilizada nas caldeiras de recuperação química. Sobretudo se o compararmos com o risco de contaminação da água de alimentação das caldeiras convencionais para produção de energia, em que o circuito de vapor / condensados é realizado apenas entre a caldeira e a turbina a vapor.

Pelos motivos acima descritos, existem várias fontes de contaminação do circuito de água / vapor de uma fábrica de produção de pasta de papel de ciclo *kraft*, sendo por conseguinte mais expostas à formação de depósitos do lado da água.

Um dos fenómenos de corrosão sob depósito que poderá ocorrer é conhecido por dano causado por hidrogénio ou *Hot Water Oxidation (HWO)*. Este fenómeno dá origem a uma falha por rotura de características frágeis, consequente da deterioração microestrutural do material de base através da formação de micro vazios. Neste fenómeno de degradação o hidrogénio atómico vai entrar no material do tubo por difusão, onde irá reagir com os carbonetos do material de base, resultando na formação de gás metano. Este gás metano vai acumular-se nos limites de grão dando origem à formação de vários vazios, contribuindo assim para a fragilização do material [23].

Outro fenómeno conhecido de corrosão sob depósito é a corrosão cáustica, neste fenómeno não existe uma degradação microestrutural, pelo que a falha por rotura apresenta características dúcteis. Este fenómeno de corrosão pode ocorrer quando sob o depósito se começa a concentrar hidróxido de sódio a partir dos compostos químicos da água de alimentação. Esta concentração deve-se à ebulição que ocorre sob os depósitos porosos ou na linha de separação água/ vapor. A elevada concentração de hidróxido de sódio aumenta drasticamente o pH nesta região, a camada protectora de magnetite torna-se solúvel, permitindo desta forma a corrosão do material do tubo sob o depósito. A corrosão em soluções cáusticas concentradas sob depósitos é designada por corrosão cáustica (*caustic gouging*), caracterizando-se pelos contornos boleados das arestas da região escavada pelo fenómeno de corrosão. A formação de depósitos do lado da água ocorre sobretudo em zonas onde existe uma transferência de calor mais elevada, nomeadamente nas paredes de água ao nível do leito de *smelt*, nos tubos das aberturas dos queimadores e nas regiões do tubo sob pinos soldados ou em qualquer outra região onde se encontrem componentes soldados directamente ao tubo não arrefecidos do lado da fornalha.

A corrosão por picadas de oxigénio deve-se sobretudo a um descontrolo nos sistemas de desgaseificação da água de alimentação, causando um aumento do oxigénio dissolvido na água. Como o óxido de ferro é a forma natural do ferro no seu estado estável, os aços têm uma tendência natural para tentar reverter qualquer outro composto de ferro na sua forma original. Esta reversão ocorre sempre que o aço não está protegido por uma camada uniforme constituída por uma forma óxido de ferro estável, como por exemplo a magnetite, e é exposta ao oxigénio contido na água. É expectável que o interior dos tubos de água esteja continuamente protegido por uma camada uniforme e estável de magnetite (Fe_3O_4). Contudo devido a tensões e vibrações resultantes normalmente em condições de arranque e paragem da instalação, esta camada de magnetite pode ser fracturada. Em condições normais esta magnetite é reposta, mas na eventualidade de existir um nível de oxigénio dissolvido na água excessivo, poderá dar-se a formação de formas de óxido menos estáveis, permitindo desta forma a progressão da corrosão. As zonas corroídas caracterizam-se pela formação de picadas de corrosão dispersas com uma forma praticamente hemisférica. Um aspecto pernicioso desta forma de corrosão é o facto destas picadas serem pontos de concentração de tensões, podendo ser um facilitador no

desenvolvimento de outras formas de corrosão, designadamente, fissuração por corrosão por fadiga, fissuração em ambiente cáustico e outras formas de falha relacionadas com a actuação de tensões.

A presença de cobre dissolvido na água da caldeira é um factor de elevada relevância, devendo ser mantido sobre um rigoroso controlo. Este cobre poderá depositar-se no interior dos tubos impedindo a formação de uma camada passiva de magnetite permitindo, através da diferença entre os potenciais de corrosão do cobre relativamente e do aço carbono do tubo, a corrosão localizada do aço carbono por um fenómeno de corrosão galvânica. A presença de cobre depositado do lado da água representa ainda um elevado risco de fissuração na eventualidade de ser necessária a realização de soldadura em tubos de água contaminados com este elemento. Este fenómeno, conhecido por *liquid metal fase cracking* (LMFC), ocorre quando se dá a fusão do material do tubo e do cobre depositado na sua superfície interior, durante o processo de soldadura. Devido à menor temperatura de fusão do cobre relativamente à do aço, o material do tubo começa a solidificar mais cedo, dando-se início ao processo de austenitização do material. Os grãos de austenite do aço carbono na presença de cobre no estado líquido, permitem a introdução deste elemento nas zonas de limite de grão, enfraquecendo desta forma a ligação entre os grãos de austenite. O enfraquecimento dos limites de grão, associado às tensões residuais resultantes do processo de soldadura durante o arrefecimento, poderá dar origem à nucleação de fissuras intergranulares do lado da água. Por este motivo, a presença de cobre na água de alimentação e sobretudo a observação de depósitos com cobre, limitam, ou mesmo impossibilitam qualquer reparação com soldadura para reposição de espessura resistente em tubos de água, uma vez que existe uma elevada probabilidade de haver a fusão do cobre depositado devido ao calor gerado pelo arco eléctrico do processo de soldadura.

2.5 Relação entre fractura e tenacidade

Até aqui esta dissertação tem focado sobretudo a influência que vários parâmetros e variáveis relacionadas com o material ou com os processos de reparação, designadamente a soldadura, têm sobre a tenacidade. Foram ainda abordadas várias formas de degradação relacionadas com o ambiente e com as condições de opera-

ção a que os tubos das paredes de água instalados em caldeiras de recuperação química estão sujeitos. Porém, ainda não foi estabelecida uma relação entre a tenacidade de um dado material e a sua capacidade de resistir à propagação de defeitos. Por conseguinte é necessário introduzir alguns fundamentos da mecânica da fractura [17] [21].

Mecânica da fractura Linear Elástica (MFLE)

A teoria da fractura linear elástica possibilita a predição de cargas de fractura de estruturas que contêm falhas de dimensão e localização conhecidas. Para a sua determinação existem duas abordagens, a primeira baseada na energia e a segunda baseada na tensão. Os métodos estão relacionados entre si e conduzem a resultados semelhantes [24]. Para esta dissertação iremos apenas considerar o método de intensidade tensões, partindo do pressuposto que as condições de rotura são do tipo frágil [18]. Para uma fissura penetrante ao longo da espessura com extremidades aguçadas, localizada numa placa infinita sujeita a uma carga uniforme ao longo da espessura e simétrica relativamente ao plano da fissura. Assumindo estas condições, a tensão elástica na vizinhança da fissura pode ser determinada pelas seguintes equações [27]:

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \left[\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left(1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right) \right]$$

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \left[\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left(1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right) \right]$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \left[\sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right]$$

O sistema de coordenadas polares $(r;\theta)$ utilizado nas equações pode ser representado graficamente pela figura 2-8.

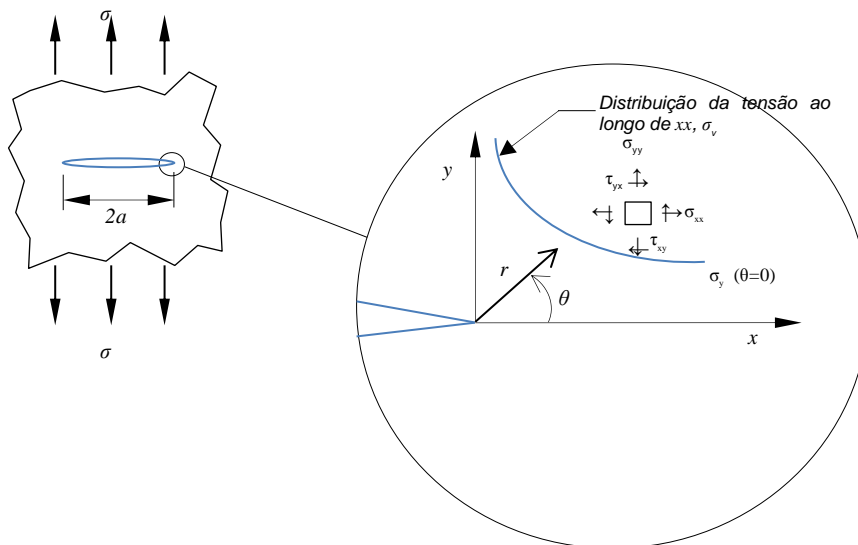


Figura 2-7: Representação gráfica do sistema de coordenadas e tensões numa fenda de comprimento a ; gráfico de distribuição de tensões na ponta da fissura.

O factor de intensidade de tensão K é dependente de um factor geométrico (Y), da tensão aplicada (σ) e das características da fenda, designadamente dimensão (a), orientação e localização, podendo ser traduzido pela seguinte equação:

$$K = Y \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \text{ [MPa.m}^{1/2}\text{]}$$

O factor geométrico Y para uma placa fina infinita, que contém uma fissura finita na região central, com um comprimento $2a$, perpendicular à acção da tensão uniaxial, é igual a 1 (fissura do tipo da representada na figura 2-8).

O factor de intensidade de tensões K exprime a distribuição de tensões na vizinhança de um defeito, sendo que a um determinado valor de K corresponde uma determinada distribuição de tensões, que não é alterada pela geometria do defeito, ou seja mantém-se constante para vários tipos de defeitos.

Uma fenda pode ser sujeita a três tipos de diferentes modos de deformação. O modo I, que corresponde a uma abertura da fenda provocada por uma tensão aplicada perpendicularmente às suas faces. O modo II, para tensões de corte aplicadas perpendicularmente ao fundo da fenda. O último modo de deformação, o modo III, corresponde a aplicação de tensões de corte aplicadas paralelamente ao fundo da fenda.

O estado de deformação plana DP, aplicável para espessuras elevadas, corresponde ao estado de tensão mais acentuado e a valores do factor de intensidade de tensões crítico (K_c) mais baixos do que os obtidos para um estado de tensão plana TP. O estado de tensão plana TP aplica-se para espessuras mais finas.

Neste estudo, uma vez que se trata de um tubo de espessura relativamente reduzida, 7,1 mm, será aplicado o estado de tensão plana (TP). Relativamente ao modo de deformação, apenas será aplicado o modo de deformação I, apesar de no caso de uma casca sujeita a pressão interna as tensões não serem uniaxiais. Neste estudo permitiu-se esta simplificação pelo facto de não ser um objectivo deste trabalho determinar a capacidade de progressão de um defeito conhecido no material, mas sim de comparar a influência que um determinado método de reparação por soldadura, designadamente a dimensão da área reparada, poderá ter na capacidade de um determinado material resistir à progressão de uma fenda.

O valor de intensidade de tensões, apesar de não ter um significado físico mais directo quando comparado com a força de extensão da fenda ou taxa de libertação de energia de deformação G (J/m^2), é mais utilizado em estudos de mecânica da fractura por permitir um tratamento analítico mais simplificado. Assim temos que a relação entre o factor de intensidade de tensões K e a taxa de libertação de energia de deformação pode ser descrita pela seguinte equação, para um estado de tensão plana TP.

$$K = \sqrt{G \cdot E}$$

Apesar de referido anteriormente, o K_c , este não foi definido. O K_c factor de intensidade de tensão crítico, corresponde ao valor de intensidade de tensão para o qual ocorrerá a rotura de uma peça fissurada. A progressão de uma fenda no material dá-se, em condição de aplicação de uma solicitação constante, quando a tensão elástica aplicada σ é suficiente para se ter $K=K_c$ [26].

O K_{IC} representa a tenacidade do material ao entalhe, independentemente do comprimento da fenda, geometria ou das condições de solicitação, para um modo I de deformação, tratando-se por conseguinte de uma propriedade intrínseca do material.

Esta propriedade é afectada sobretudo por duas variáveis: taxa de deformação e temperatura. Uma redução da taxa de deformação de um material resulta num aumento do K_{IC} , por sua vez o K_{IC} aumenta com o aumento da temperatura, numa relação semelhante à verificada com a curva energia / temperatura de *Charpy*. De entre as várias variáveis metalúrgicas que poderão afectar o K_{IC} , as mais significativas são a tensão de cedência, a microestrutura, o tamanho de grão e o teor de impurezas. Normalmente um aumento da tensão de cedência resulta numa redução do K_{IC} . Uma estrutura ferrite-perlite apresenta o K_{IC} mais elevado, seguido de uma estrutura bainítica e por fim por uma microestrutura martensítica temperada. Um aumento do tamanho de grão associado a um aumento do teor de impurezas conduz à redução do K_{IC} .

No âmbito deste trabalho de dissertação, devido à maior facilidade de realização dos ensaios de impacto, bem como pelo facto de existir um acesso mais fácil às características do material relacionadas com a propriedade de tenacidade, optou-se pela realização de ensaios de impacto convencionais, à temperatura mínima de especificação (-10°C), determinando posteriormente, de forma indirecta, o K_{IC} . A determinação do K_{IC} , a partir da aplicação de fórmulas de correlação conhecidas aos resultados do ensaio de impacto, vai permitir comparar a influência do processo de reparação na capacidade do material resistir à progressão de defeitos, com uma maior sensibilidade de análise dos valores quando comparado com a simples comparação dos resultados obtidos a partir do ensaio de impacto, com o valor mínimo de especificação [25].

Correlação entre os resultados do ensaio de impacto e o K_{IC}

Devido à maior dificuldade em obter os valores para o K_{IC} através de ensaios de tenacidade à fractura (ASTM E399), uma vez que envolvem o uso de grandes proveitos para teste, que são especialmente difíceis de obter na eventualidade de análise de equipamentos em operação, levaram a que fossem realizados vários estudos tendo em vista o desenvolvimento de correlações empíricas entre os resultados dos ensaios de *Charpy* e o K_{IC} .

Estas correlações empíricas dividem-se em dois tipos de acordo com a curva de energia / temperatura, no intervalo de temperaturas da região do patamar superior e na temperatura de transição (ver figura 2-4).

Neste estudo foram consideradas apenas as correlações na temperatura de transição, assumindo que o ensaio de impacto, realizado à temperatura mínima definida pela especificação / norma de fabrico, -10°C, corresponde à temperatura de transição do material. Considerando a tensão de cedência do material, que no caso do P265GH é igual a 265 MPa, optou-se pela correlação de *Begley-Longsdon*. Nesta correlação o valor de K_{IC} é determinado de acordo com a equação de *Rolfe-Novak*, definida para o intervalo de temperaturas do patamar superior.

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y}\right)^2 = 5 \cdot \left[\left(\frac{CVN}{\sigma_y}\right) - 0,05\right] \quad \text{Equação de Rolfe-Novak}$$

Em que:

K_{IC} Factor de intensidade de tensões crítico [ksi.in^{1/2}]

σ_y Tensão de cedência a 0,2% [ksi]

CVN Energia absorvida no ensaio de impacto [lb-ft]

Para as unidades do sistema internacional, a correlação de *Rolfe-Novak* passa a ser descrita pela seguinte equação [28].

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y}\right)^2 = 0,6478 \cdot \left(\frac{CVN}{\sigma_y} - 0,0098\right) \quad (Time-Dependent Fracture Mechanics)$$

Em que:

K_{IC} Factor de intensidade de tensões crítico [MPa.m^{1/2}]

σ_y Tensão de cedência a 0,2% [MPa]

CVN Energia absorvida no ensaio de impacto [J]

Para o patamar inferior *Begley-Logsdon* estimaram o K_{IC} como $0,5 \cdot \sigma_y$. A 50% da temperatura de transição dúctil / frágil, o K_{IC} é calculado a partir da média entre o K_{IC} do patamar inferior e o K_{IC} determinado para o patamar superior a partir da fórmula de *Rolfe-Novak*.

$$K_{1C} = \frac{(K_{1C} \text{ Rolfe Novak}) + 0,5\sigma_y}{2} [\text{MPa.m}^{1/2}]$$

Salienta-se contudo que os valores determinados para este caso de estudo em particular, não deverão ser comparados com outros valores conhecidos, sobretudo, porque se tratar de um aço ferrítico em que a tenacidade é fortemente afectada pela taxa de deformação. Neste contexto, dado que se estão a correlacionar valores de um ensaio dinâmico, como é o caso do ensaio de *Charpy*, com um valor que é determinado através de um ensaio estático, como é o caso do K_{1C} , os valores para o K_{1C} determinado a partir desta correlação deverão sofrer uma correcção – consultar estudos publicados por *Barsom*.

2.6 Resumo

Conforme referido no início deste capítulo, não existem implementados na indústria procedimentos de reparação que permitam a realização do reforço de áreas com perda de espessura, superior à espessura mínima de cálculo. Actualmente, apenas são permitidos enchimentos localizados para zonas relativamente reduzidas e em que a espessura remanescente é superior à espessura mínima requerida. Neste contexto, pretendeu-se ao longo deste capítulo apresentar os vários aspectos a considerar aquando da aplicação de soldadura e em que medida é que poderão ser influenciados por este método de reparação.

A soldabilidade do material seleccionado, o P265GH, foi um dos primeiros aspectos a ser tratado, concluindo-se que o material possui características de soldabilidade adequadas, designadamente no que diz respeito ao carbono equivalente.

A tenacidade é uma das propriedades que se previa ser das mais afectadas por este método de reparação, pelo que a influência dos vários parâmetros de soldadura e das características dos materiais de adição e de base foram objecto de análise. Tendo por base a bibliografia consultada, conclui-se que a um aumento da entrega térmica poderá corresponder uma diminuição da tenacidade do material. De forma a considerar as várias variáveis que poderão influenciar a temperatura gerada na peça, foi introduzido o conceito $t_{8/5}$, que considera a influência das várias variáveis

em jogo durante a soldadura, designadamente, o tipo de junta, a espessura e tipo de material de base, a entrega térmica e a temperatura inicial da peça.

Foram ainda analisados os vários factores que poderão limitar ou impossibilitar a implementação desta técnica de reparação, nomeadamente, fenómenos de fluência, contaminação do lado da água, presença de fissuração provocada por fadiga térmica e corrosão localizada do lado da água.

Por fim, pretendeu-se estabelecer a relação entre o comportamento do material à fractura e a tenacidade, designadamente através dos resultados dos ensaios de impacto realizados no âmbito desta dissertação. Ao correlacionar estes resultados com o K_{IC} , através da correlação de *Bengley-Longsdon*, pretende-se avaliar a influência deste método de reparação e da área afectada, no comportamento da zona reparada resistir à propagação de um defeito do tipo fenda.

Procedimento experimental

3.1 Selecção das amostras

Para efeitos deste estudo foi seleccionado um tubo de dimensão e tipo de material semelhante ao aplicado em paredes de água de fornalhas de caldeiras de recuperação química. Uma vez que não se pretende efectuar um estudo sobre a reposição de material na espessura destinada a resistir à corrosão, designadamente em tubos compostos (coroa interior em aço carbono não ligado e coroa exterior em aço liga) ou em tubos com *weld overlay*, mas sim sobre a espessura resistente, em aço carbono não ligado. Por esta razão, apenas foram realizados ensaios em tubos de aço carbono, tipicamente instalados acima da linha de transição, isto é, acima do nível máximo para a existência de uma atmosfera redutora. Neste contexto foi seleccionado para este estudo um tubo com as seguintes características:

- Material: EN 10216-2: P265GH TC2 / St 45.8 III (tubo de aço sem costura)
- Dimensões: Ø63,5 x 7,1 mm

(As propriedades mecânicas e a composição química nominal do material de base apresentam-se nas tabelas 3-1- e 3-2)

Tipicamente as condições de pressão e temperatura para as quais estes tubos são projectados são as seguintes:

- Pressão de projecto: 11,7 MPa
- Temperatura de projecto: 370 °C

Considerando o atrás descrito, é fundamental para este estudo, a determinação da espessura mínima de cálculo, com base numa norma de referência para o projecto, fabrico e inspecção de caldeiras de tubos de água, a EN 12952 Edição de Dezembro de 2001.

O primeiro passo para o cálculo da espessura mínima é a determinação da tensão admissível para este material, de acordo com o §6.3.1 da parte 3 da EN 12952 [6], cuja fórmula se transcreve em baixo:

$$\sigma = \frac{K}{S} \text{ (fórmula 6.3-1)}$$

Sendo que K é o valor correspondente à resistência mecânica do material e S o factor de segurança a ser retirado das tabelas 6.3-1 e 6.3-2 da norma EN 12952-3 [6].

Relativamente aos valores a atribuir a K , foram obtidos a partir da consulta das tabelas da norma do material, a EN 10216-2 [12]. O valor R_m é retirado directamente a partir da tabela 4 e o $\sigma_{y @ 370^\circ C}$ é obtido através da interpolação entre os valores a $350^\circ C$ e $400^\circ C$, na tabela 5 da mesma norma.

Após a consulta das tabelas mencionadas foram obtidos os seguintes valores:

$$R_m = 410 \text{ MPa}; \sigma_{y @ 370^\circ C} = 138,2 \text{ MPa}$$

Aplicando a fórmula acima referida (6.3-1) temos que:

$$\sigma = \min \left[\frac{410}{2,4}; \frac{138,2}{1,5} \right] \text{ MPa} = 92,1 \text{ MPa}$$

Uma vez calculada a tensão admissível para o material P265GH TC2, esta é aplicada na fórmula de cálculo da espessura mínima, excluindo tolerâncias de fabrico ou sobre-espessura para corrosão, descrita na norma EN 12952-3, e que a seguir se transcreve [6]:

$$e_{es} = \frac{p_c \cdot d_{os}}{(2 \cdot \sigma_s - p_c) \cdot v + 2 \cdot p_c} \text{ (fórmula 7.2-2)}$$

Para a determinação da espessura mínima o valor do coeficiente de junta v é assumido como sendo igual a 1, uma vez que a espessura mínima é relativa a um segmento recto de tubo, sem qualquer descontinuidade ou soldadura. No passo seguinte foram introduzidos os valores na fórmula 7.2-2, conforme o detalhe em baixo.

$$e_{es} = \frac{11,7 \cdot 63,5}{(2 \cdot 92,1 - 11,7) \cdot 1 + 2 \cdot 11,7} = 3,79 \text{ mm}$$

Para efeitos deste estudo a espessura mínima para o tubo em P265GH sujeito a uma pressão de projecto de 11,7 MPa e uma temperatura de 370 °C é de 3,79 mm.

Com base no cálculo da espessura mínima podemos concluir que tipo de material e as dimensões do tubo seleccionado para a realização deste estudo são adequados.

3.2 Preparação das amostras

As amostras foram preparadas a partir de um tubo de material e dimensões conforme com a descrição do ponto anterior. Cada segmento de tubo terá um comprimento igual à dimensão longitudinal do enchimento a realizar com soldadura mais 150 mm para cada um dos lados, para que se possa, dentro do possível, simular a forma de escoamento de calor durante e após o processo de soldadura de enchimento, utilizada neste estudo e a situação real em campo.

Numa primeira amostra pretendeu-se verificar o cumprimento das condições de fornecimento do tubo antes da realização de qualquer actividade de soldadura, bem como determinar os valores de referência para as restantes amostras. Para este efeito foi retirada uma amostra com 300 mm de comprimento, esta amostra foi designada por AM-1.

Na segunda amostra preparada, identificada com a referência AM-2, foi realizado um rasgo com uma profundidade suficiente para que a espessura remanescente do tubo nesta região fosse igual a 2,5 mm. A região com esta redução de espessura apresentava uma largura correspondente a um quarto do perímetro total exterior do tubo, com um comprimento de 100 mm, conforme representado no desenho de preparação em anexo e ilustrado na figura em baixo.

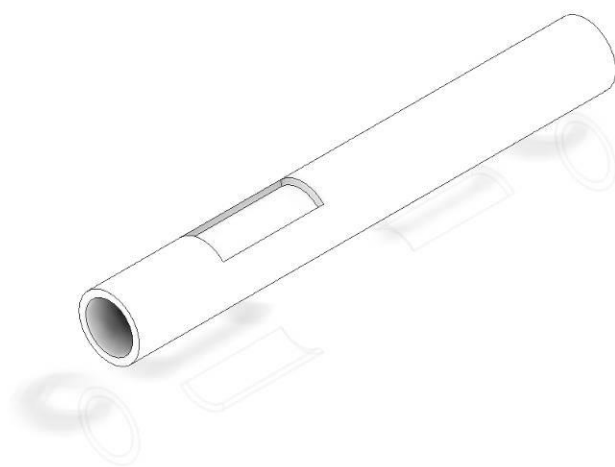


Figura 3-1: Representação esquemática do corpo de prova.

A espessura remanescente foi determinada tendo em consideração a capacidade de penetração do processo soldadura utilizado, neste caso o processo eléctrodos revestidos, bem como os parâmetros a seleccionar, em conformidade com o envelope de soldabilidade associado a este processo – consultar especificação de soldadura em anexo, wps 01 rev. 0 e a respectiva ficha de registo de parâmetros, recolhidos durante o processo de deposição.

A espessura de 2,5 mm foi igualmente seleccionada tendo em conta o facto de ser inferior à espessura mínima de cálculo, e portanto, considerada de interesse prático para este estudo.

De seguida procedeu-se à determinação da dimensão das zonas com corrosão localizada, simulada, assumindo uma espessura remanescente de 2,5 mm. Para este estudo foi

utilizado o cálculo por elementos finitos, utilizando o *software* ANSYS™, a fim de determinar a dimensão da área a partir da qual ocorreria a falha do tubo para as condições de projecto, assumindo uma tensão admissível de 138,2 MPa, correspondente ao limite admissível para uma combinação básica de intensidade de tensão primária de membrana mais a intensidade de tensão primária de flexão e igual a 1,5 vezes o limite admissível para a intensidade de tensão primária de membrana ($1,5 \times 92,1 \text{ MPa}$). Para esta análise foram utilizados os elementos shell93, de forma a evitar o efeito de concentração de tensões decorrente da transição abrupta modelada entre a zona com perda de espessura e a zona com a espessura original, que na realidade não se verifica [29] [30].

As figuras em baixo ilustram os resultados desta análise para a situação de 50 mm de comprimento (não utilizada), na figura 2 e para 100 mm na figura 3.

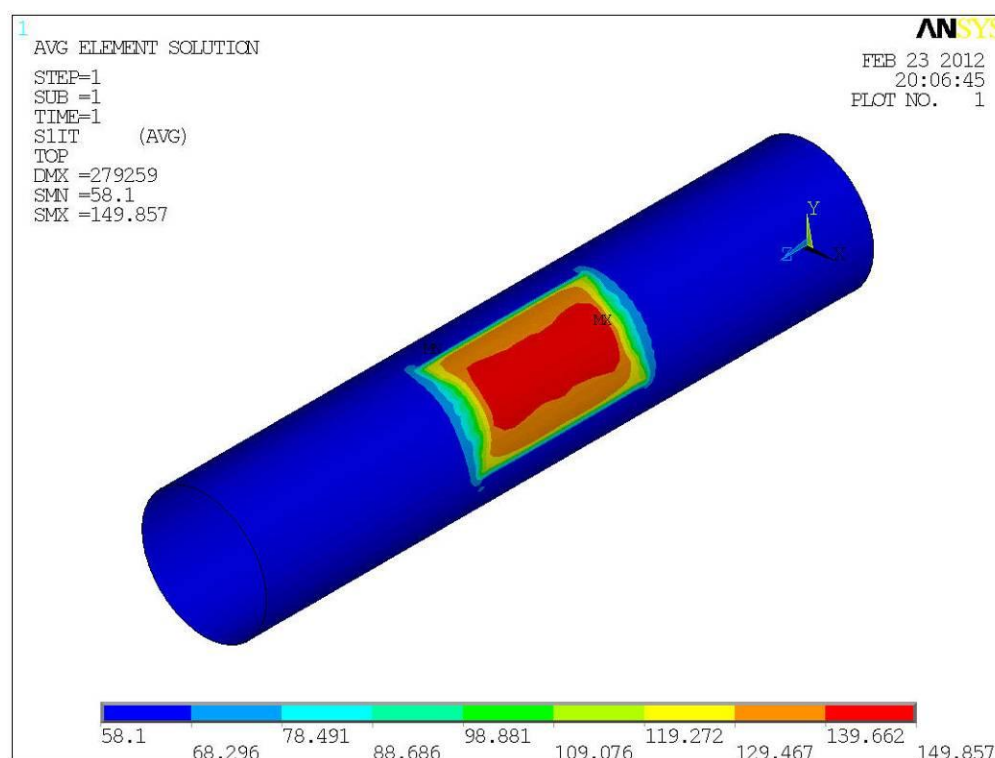


Figura 3-2: Tubo com um rasgo de 50 mm de comprimento e com uma largura de 1/4 do diâmetro.

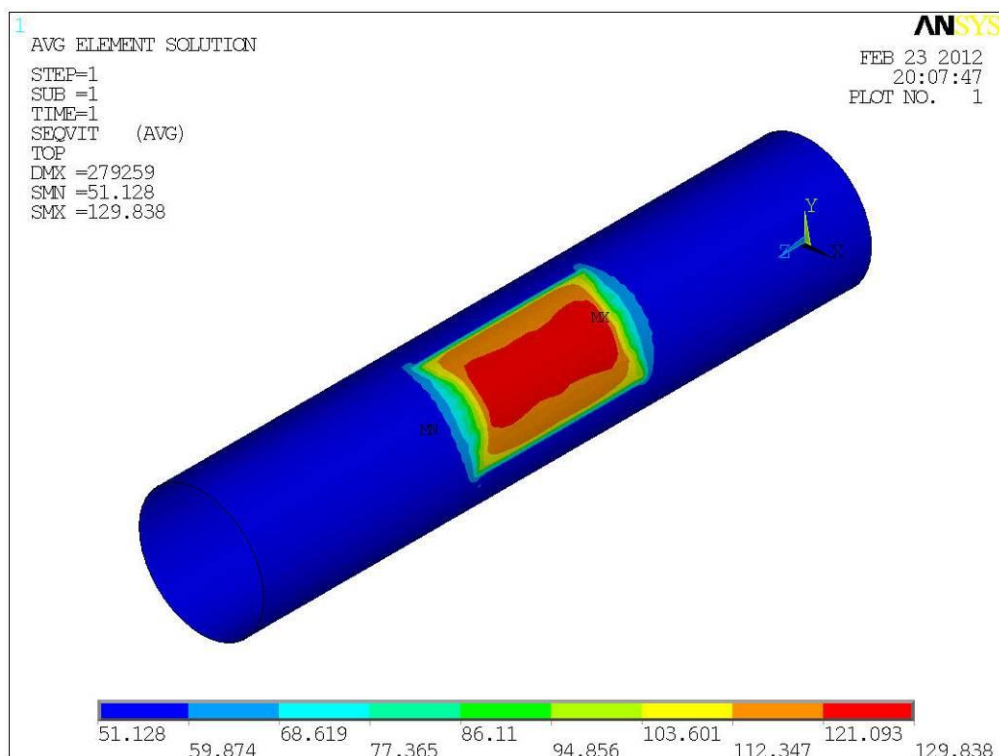


Figura 3-3: Tubo com um rasgo de 150 mm de comprimento e com uma largura de 1/4 do diâmetro.

Como se pode verificar pelos resultados ilustrados nas figuras anteriores, a dimensão do rasgo não representa uma influência preponderante, sendo que o factor determinante será a espessura remanescente, como se pode concluir pela região identificada a vermelho, localizando as zonas onde o nível de tensões ultrapassa a tensão admissível. As figuras anteriores representam a situação mais crítica, ou seja para o tubo sujeito a tensões tangenciais. Dada a reduzida influência do comprimento da zona com espessura reduzida na falha do tubo, foi arbitrado um comprimento 100 mm como sendo a dimensão para o primeiro corpo de prova, 150 mm para o segundo e 200 mm para o terceiro. A razão para fixar o comprimento de 200 mm prende-se fundamentalmente com razões de índole económica, ou seja considerou-se esta como sendo a dimensão a partir da qual, deixaria de ser economicamente viável a realização de enchimento com soldadura para reposição da espessura resistente.

Conforme já referido anteriormente, na terceira amostra, identificada com a referência AM-3, o rasgo para enchimento foi aumentado em 50 mm no sentido longitudinal do tubo, relativamente à amostra AM-2, mantendo-se as restantes dimensões constantes.

Na quarta e última amostra, identificada com a referência AM-4, o rasgo para enchimento foi aumentado em 100 mm ao longo do comprimento do tubo, relativamente à amostra AM-1.

Também nesta amostra, o enchimento com soldadura cumpriu os parâmetros descritos na especificação de soldadura wps01 em anexo.

Antes ser realizado o enchimento das amostras, foi realizado um controlo por ultras-sons das espessuras remanescentes das bases dos rasgos realizados nas várias amostras. As espessuras medidas variavam entre os 2,5 mm e os 2,7 mm.



Figura 3-4: Provetes antes do enchimento - realização da medição das espessuras remanescentes da base dos rasgos das amostras.

Após este controlo as amostras foram posicionadas verticalmente, de acordo com as condições reais dos tubos de água, tendo sido realizado o enchimento na posição vertical ascendente. As condições de soldadura bem como os parâmetros utilizados encontram-se definidos na especificação de soldadura wps 01 em anexo, definidos de acordo com a descrição dos pontos 3.3 a 3.5.

3.3 Equipamento de soldadura

A deposição de soldadura foi realizada com o equipamento Electrex[®] Mod. 190 (equipamento nº 1106120), de corrente contínua rectificada, com uma curva característica de intensidade constante e com um factor de marcha de 30% a 180 A.

O porta eléctrodos foi ligado ao pólo positivo da máquina de soldadura e o grampo de massa do circuito de soldadura ao pólo negativo, correspondendo a esta ligação EM polaridade inversa, designada por DC EP.

A fotografia em baixo ilustra o equipamento de soldadura utilizado, bem como a disposição e ligação dos vários acessórios.



Figura 3-5: Máquina de soldadura utilizada.

3.4 Selecção dos consumíveis

A selecção do consumível teve por base as características mecânicas e metalúrgicas do material de base, o EN 10216-2: P265GH TC2. Em baixo resumem-se as características do material de base, retiradas a partir da norma EN 10216-2 [12].

Tabela 3-1: Composição química especificada.

Material	C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo	Al
EN 10216-1:P265GH	≤0,2	≤0,4	≤1,4	0,025	0,020	≤0,3	≤0,08	0,002
	Ni	Cu	Nb	Ti _{max}	V	Cr+Cu+Mo+Ni	Outros	
	≤0,3	≤0,3	0,001	0,04	≤0,02	≤0,7	-	

Tabela 3-2: Propriedades mecânicas especificadas

Material	R _{eH} /σ _y	R _m	Alongamento A		Propriedades de impacto J à Temperatura de °C				
EN10216-1:P265GH	T≤16	-	l	t	l			t	
	MPa	MPa	(%)	(%)	20	0	-10	20	0
	265	410-570	23	21	-	40	28	-	27
l : longitudinal t: transversal									

Por conseguinte foi seleccionado o eléctrodo revestido ISO 2560-A: E42 4 B 2 H5, marca comercial *VANDAL* (lote nº 6511684), com um diâmetro de 2,5 mm, embalados em vácuo. Este eléctrodo tem um revestimento de características básicas e permite efectuar soldadura na posição vertical ascendente com elevada velocidade, característica operativa importante nesta aplicação em particular. Este eléctrodo permite utilizar a corrente contínua em polaridade inversa, de acordo com as características de funcionamento da fonte de potência utilizada [31].

Em baixo apresentam-se resumidas as principais características do consumível, retiradas da ficha técnica do produto.

Tabela 3-3: Características do consumível utilizado (valores extraídos da ficha técnico do produto).

Composição química típica			R _e	R _m	A	Prop. Impacto (J)	
C (%)	Si (%)	Mn (%)	MPa	MPa	(%)	-20 °C	- 40 °C
0,06	0,3	1,4	480	580	28	200	170

3.5 Selecção de parâmetros

A selecção de parâmetros teve por base a experiência adquirida no decorrer do registo de parâmetros de soldadura durante a deposição de corpos prova destinados à qualificação de procedimentos de soldadura, em condições semelhantes às que serão utilizadas durante o enchimento de soldadura dos tubos na posição vertical (passes de enchimento e de capa, com eléctrodos revestidos básicos, em chapas de aço carbono de espessura 5 mm).

A gama de parâmetros previstos para a realização do enchimento com soldadura, encontram-se definidos na especificação de soldadura Wps 01 rev. 0 em anexo. Relativamente aos parâmetros de soldadura a utilizar, pretende-se que seja obtida a maior entrega térmica possível, sem que contudo a espessura remanescente de 2,5 mm da zona do rasgo seja trespassada pelo arco eléctrico. Esta maior entrega térmica tem por principal objectivo obter as condições mais desfavoráveis do ponto de vista das propriedades de resiliência do material depositado e do material de base.

Não obstante o definido na Wps 01, os parâmetros poderão vir a ser ajustados pelo soldador caso estes não permitam obter uma condição operatória satisfatória [32].

A selecção do diâmetro do consumível deve-se sobretudo à reduzida espessura remanescente, havendo por conseguinte o risco de perfuração desta pelo arco eléctrico caso fosse utilizada uma corrente eléctrica adequada à para permitir soldadura com eléctrodos de maior diâmetro.

A temperatura entre passes, ≤ 250 °C, foi seleccionada tendo por base os requisitos da norma EN 1011-2 aplicável à soldadura de aços ferríticos não ligados e de baixa liga.

3.6 Leitura de parâmetros

A medição dos parâmetros eléctricos de soldadura durante a deposição foi realizada com um multímetro/ pinça amperimétrica *FLUKE*™ 337 – certificado de calibração em anexo. Tendo por objectivo obter os valores de intensidade e tensão de arco mais aproximados dos valores reais, a recolha dos parâmetros foi realizada o mais junto possível

do porta eléctrodos, contudo a uma distância suficiente para evitar qualquer dano nos cabos de leitura do voltímetro pela temperatura produzida durante a soldadura.

Durante a soldadura foi ainda realizada a monitorização da temperatura entre passes através da medição com termómetro infravermelhos *FLUKE*TM 63 na vizinhança da junta, a cerca de 75 mm da extremidade da região de soldadura, conforme o descrito na EN ISO 13916 [33].

Foi ainda realizada a medição e registo da temperatura na zona central do cordão de soldadura com recurso a um termómetro de infravermelhos (modelo descrito anteriormente).

Todos os parâmetros foram registados na folha de registo de parâmetros em anexo.

O esquema em baixo ilustra o posicionamento dos pontos de medição na junta.

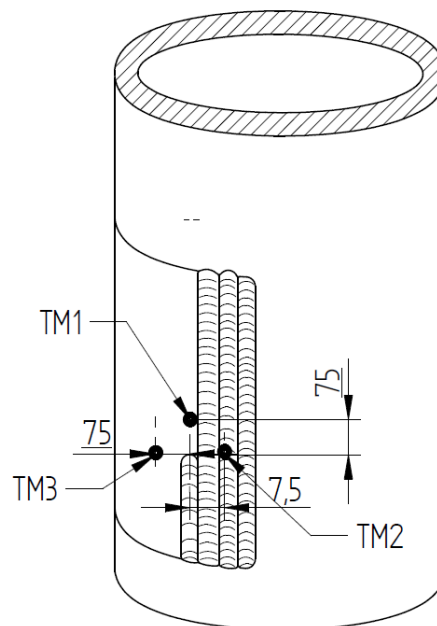


Figura 3-6: Localização dos pontos de medição de temperatura TM1, TM2 e TM3.

3.7 Controlo não destrutivo dos corpos de prova MA-2 a MA-4

As actividades de controlo não destrutivo previstas realizar após a deposição com soldadura encontram-se descritas na tabela.

Tabela 3-4: Normas de ensaio e critérios de aceitação utilizados.

Ensaio	Procedimento	Critério de aceitação	Nível
Inspeção visual	EN ISO 17637	ISO 5817	B
Partículas magnéticas	NP EN 1290 ^{nota 1}	EN ISO 23278	2
Radiografia (raios-gama)	EN 1435 (classe B)	EN 12517-1	2

Notas: [1] – parâmetros de ensaio de acordo com a EN ISO 23278 tabela A.1.

Inspeção visual

A inspeção visual realizada durante o processo de deposição com soldadura, teve especial atenção para a observação da superfície da primeira camada após a limpeza mecânica. Outro aspecto tido em consideração durante o processo de deposição foi a verificação da ausência de perfurações da espessura remanescente, provocadas pelo arco eléctrico.

A inspeção visual foi realizada em conformidade com os requisitos da norma EN 17637, com um afastamento de aproximadamente 400 mm da superfície num ângulo mínimo de 45 ° face ao plano. A inspeção interna do tubo foi realizada com iluminação adequada, aproximadamente 400 lx, com recurso a um espelho, de forma a possibilitar uma visualização da superfície interna através das extremidades do tubo amostra. Após soldadura a superfície foi inspeccionada visualmente, tendo-se constatado a ausência de defeitos na superfície dos cordões de soldadura e na região do tubo adjacente a esta. Foi verificada com particular atenção a ausência de defeitos do tipo bordos queimados, reforço excessivo, ângulo de transição inadequado, porosidades e inclusões de escória [34] [35].

A soldadura e a superfície do tubo adjacente a esta, apresentavam-se isentas de qualquer defeito, de acordo com os critérios de qualidade definidos pela EN ISO 5817 nível de qualidade B.

Após a inspecção visual foi realizado registo fotográfico e a respectiva gravação da identificação do corpo de prova nas extremidades do tubo – ver registo fotográfico da figura 3-6.

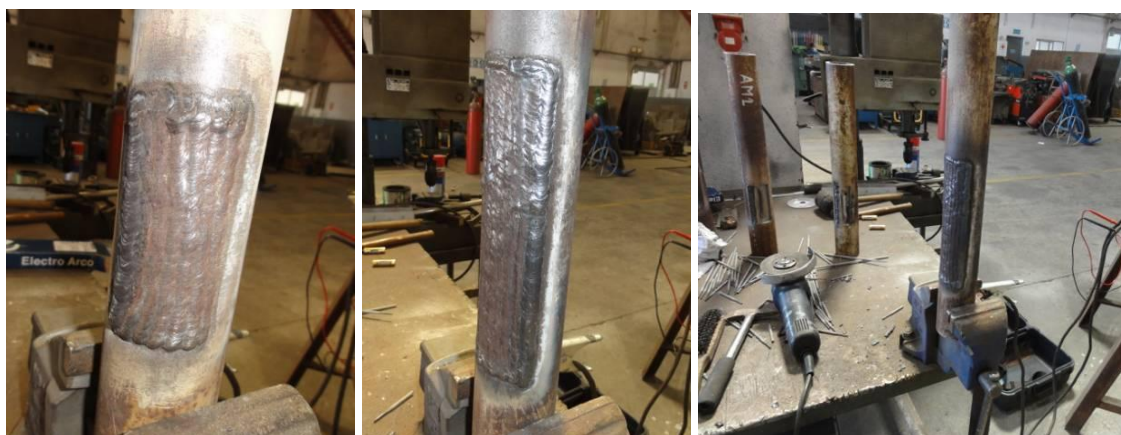


Figura 3-7: *Aspecto final das soldaduras de enchimento das amostras AM-2, AM-3 e AM4.*

Controlo com partículas magnéticas

Após a inspecção visual dos corpos de prova, foi realizado controlo com partículas magnéticas, através da magnetização longitudinal com Yoke, com um electroímã de corrente alternada, sob camada de laca de contraste branca, MR 72 e partículas ferro-magnéticas negras MR 76S, suspensas em óleo. O electroímã utilizado, referência MGY-38, possuía uma força de atracção de 4,5 kg, sendo por conseguinte adequado para a realização deste ensaio de acordo com a norma EN 1290. Com este controlo pretendeu-se verificar a ausência de indicações lineares à superfície, designadamente fissuras. A avaliação dos resultados obtidos foi realizada de acordo com os critérios do nível 2 da norma EN ISO 23278, tendo-se constatado que cumpriam com os requisitos do referencial normativo [36]. O controlo foi realizado por um técnico nível 2 qualificado de acordo com os requisitos da norma EN 473 – consultar relatório do ensaio em anexo [37].

As figuras em baixo ilustram fotograficamente o ensaio de partículas magnéticas realizado aos corpos de prova AM-2, AM-3 e AM-4.



Figura 3-8: Controlo por partículas magnéticas realizado aos enchimentos com soldadura dos corpos de prova AM-2, AM-3 e AM-4.

Controlo radiográfico

As amostras após o controlo com partículas magnéticas, foi controlada radiograficamente, neste caso na variante *raios-gama* com película digital, designada por IP (Image plate), com o objectivo de detectar eventuais indicações volumétricas no material soldado e nas superfícies do material de base adjacente. A execução do controlo radiográfico foi realizado por um técnico nível 2, qualificado de acordo com a EN 473, O procedimento de execução cumpriu com os requisitos da norma EN 1435, tendo sido utilizado o equipamento RIG14, com uma fonte de Iridio 192, com uma actividade de 29,95 ci. Para este controlo foi calculado um tempo de três minutos com um afastamento da fonte ao filme de 700 mm [38].

A técnica utilizada foi a exposição em dupla parede, com a fonte colocada do lado oposto da soldadura e o filme sobre a soldadura, com o IQI (indicador de qualidade) colocado do lado da fonte. A após a fase de exposição, a imagem foi revelada num leitor de imagem e armazenada em ficheiro digital. Posteriormente, a imagem contida neste ficheiro foi analisada com recurso ao software I-rad View[®], utilizado pelo LABEND do ISQ, não tendo sido observada qualquer indicação passível de rejeição face aos critérios da norma EN 12517-1, critério de qualidade B [39].

As figuras apresentadas a seguir, ilustram os resultados do controlo radiográfico das três amostras.

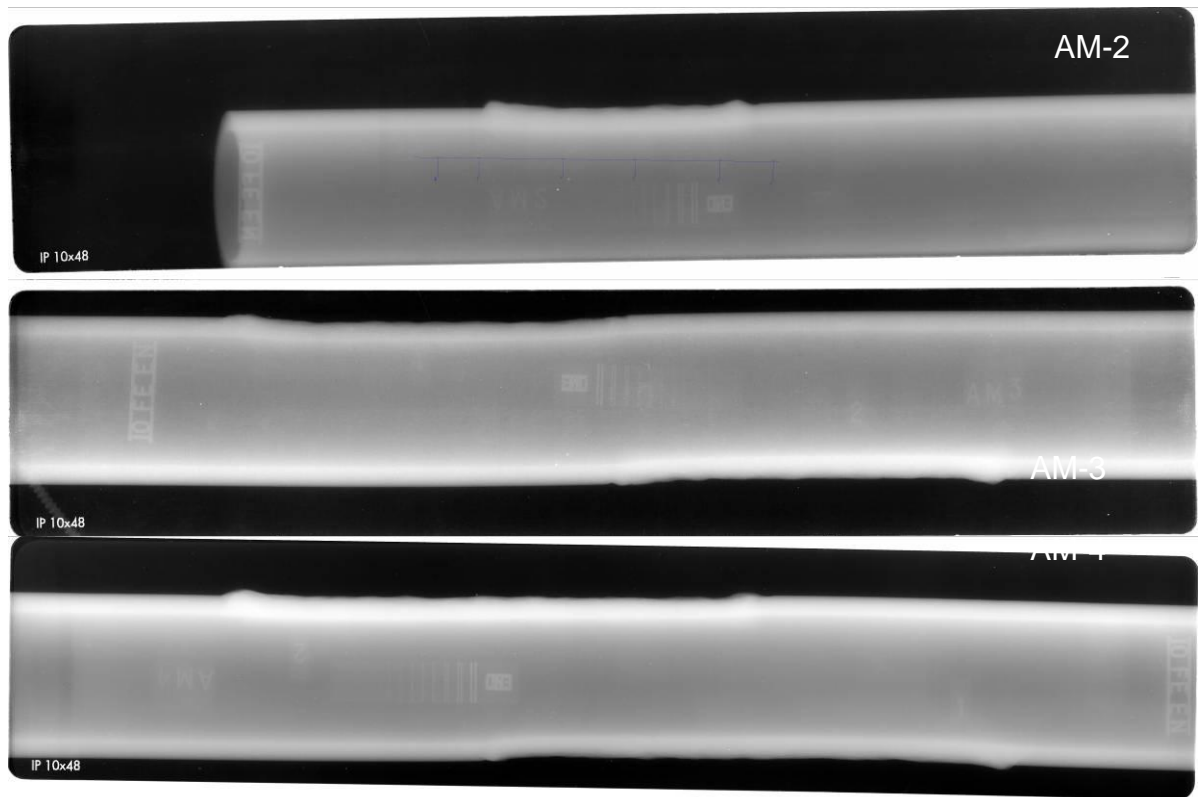


Figura 3-9: Controlo radiográfico dos corpos de prova AM-2, AM-3 e AM-4.

3.8 Controlo destrutivo dos corpos de prova MA-2 a MA-4

Macrografia e medição de durezas

Foram realizados vários cortes longitudinais relativamente ao eixo do tubo amostra, com uma largura de 24 mm, correspondente à largura dos provetes prismáticos de tracção., tendo sido recolhidos dois provetes por cada zona de enchimento. As secções transversais foram polidas até ter sido obtida uma superfície espelhada, isenta de riscos ou quaisquer outras marcas (acabamento 600 *grit*). De seguida, a superfície a analisar foi atacada quimicamente, através do humedecimento da superfície com uma solução de *nital* (5% NHO_3 dissolvido em $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$), de forma a obter-se o contraste entre as diferentes regiões da soldadura. Esta análise da secção transversal permitiu não só avaliar a profundidade de penetração da soldadura, mas também determinar a zona termicamente afectada, possibilitando desta forma proceder à caracterização das durezas

nas várias zonas da soldadura. A medição de microdurezas *Vickers* com o equipamento *HSV-20 SHIMADZU*, actualmente disponível no Laboratório de Materiais e Metalurgia do ISQ Delegação Norte. Este equipamento utiliza um penetrador de ponta de diamante, que foi comprimido contra a superfície do provete de ensaio aplicando uma força de 10 kg. Após a remoção da força, o equipamento através de uma relação entre a penetração e a geometria da ponta, permite relacionar estes valores com as diagonais da impressão, permitindo calcular a área da impressão [17]. O valor de dureza *Vickers* é então determinado, pelo equipamento, através da aplicação da seguinte fórmula:

$$HV = 1,8544 \cdot \frac{F}{d^2} \text{ (eq.)}$$

Sendo F a força aplicada e d o valor da diagonal medida.

Os resultados obtidos podem ser consultados no capítulo 4 desta dissertação e a localização dos pontos medidos apresenta-se ilustrada nas figuras seguintes.

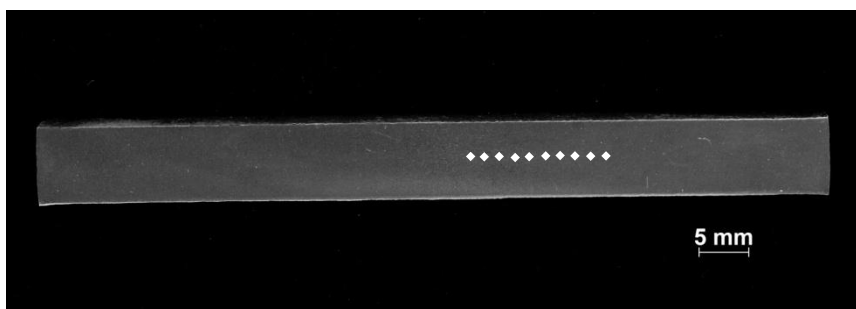


Figura 3-10: Pontos de medição de dureza na amostra AM-1.

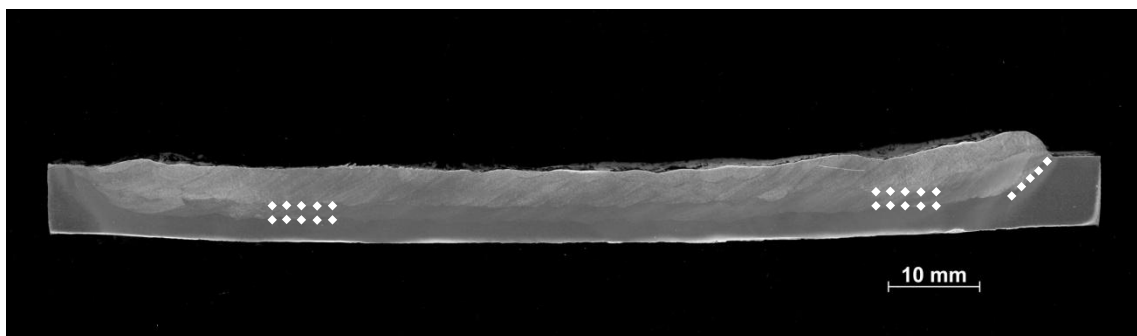


Figura 3-11: Pontos de medição de dureza na amostra AM-2.

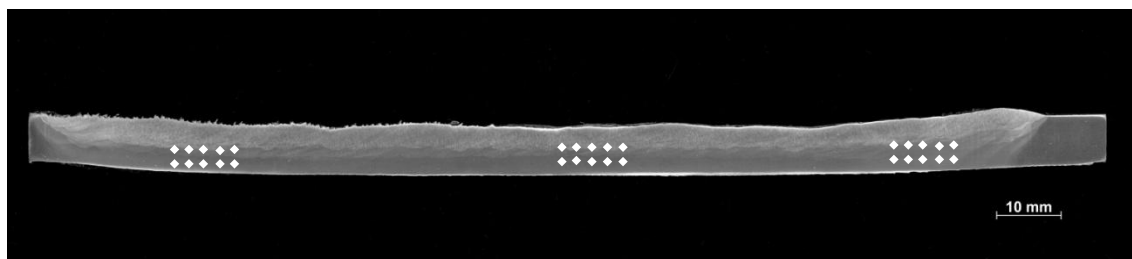


Figura 3-12: Pontos de medição de dureza na amostra AM-3.

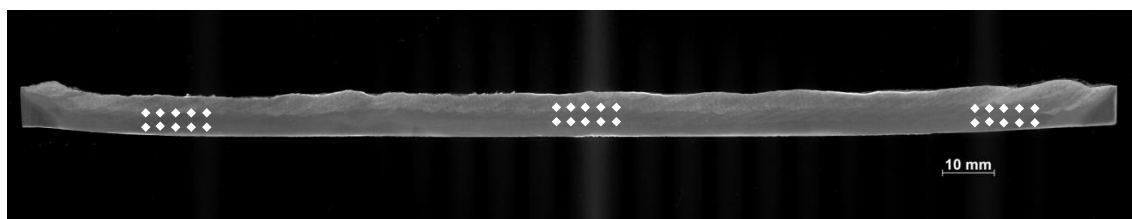


Figura 3-13: Pontos de medição de dureza na amostra AM-4.

Ensaio Micrográfico

A realização da análise micrográfica de juntas soldadas tem como objectivo identificar a microestrutura das diferentes zonas da amostra (material base, zona termicamente afectada e material fundido) assim como verificar a existência de imperfeições resultantes do processo de soldadura.

Esta análise é, normalmente, realizada em provetes extraídos perpendicularmente ao eixo da soldadura e efectuada com o auxílio do microscópio óptico. A ampliação utilizada está, normalmente, compreendida entre 50 e 500x [40] [41].

A análise de imperfeições em juntas soldadas é realizada de acordo com as seguintes normas:

- Norma EN 1321:1996 define as características possíveis de analisar através da análise micrográfica;
- Norma ISO 6520-1:2007 classifica as imperfeições geométricas em soldaduras por fusão de materiais metálicos.

Preparação Metalográfica

Para a execução da análise micrográfica da secção transversal das juntas soldadas é necessário proceder à preparação metalográfica da superfície a analisar. A preparação

metalográfica é constituída por quatro etapas: corte, pré-polimento, polimento e contrastação.

Corte

O corte do provete deve ser realizado de modo a evitar alterações microestruturais no material a analisar.

Pré-polimento

A realização desta operação tem como objectivo eliminar as camadas deformadas introduzidas pelo corte. Para tal, são utilizadas lixas de carboneto de silício.

O pré-polimento inicia-se com lixas de granulometria maior e que sucessivamente vai diminuindo, na seguinte sequência: 80, 120, 240, 320, 500, 1000 “*mesh*”.

Polimento

No polimento são utilizados panos e pós abrasivos com o objectivo de obter uma superfície espelhada. O pó abrasivo utilizado é a pasta de diamante com duas granulometrias diferentes: 6µm e 1 µm, iniciando-se o polimento com a de granulometria maior.

Após o polimento, a superfície polida deve ser lavada e seca de modo a eliminar as sujidades resultantes desta operação.

Contrastação

A operação de contrastação do material tem como objectivo evidenciar a microestrutura das diferentes zonas da junta soldada. Para tal, é realizado o ataque químico da superfície, utilizando o reagente de contrastação adequado para o material a analisar, neste caso uma solução de *nital* (5% NHO_3 dissolvido em $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$).

Determinação do tamanho médio de grão

A determinação do tamanho de grão ferrite por análise micrográfica foi realizada de acordo com a norma de ensaio ASTM E112:2010 e o método utilizado foi o de comparação. Este método compara a micrografia obtida com as micrografias padrão certifica-

das pela ASTM, que representam tamanhos de grão que variam entre o intervalo de 0 a 12 [42].

A estimativa do tamanho de grão deve ser efectuada em três áreas representativas de cada secção da amostra.

A ampliação utilizada deverá ser a adequada para o tipo de material a analisar e estar de acordo com a norma de ensaio.

Para o método de comparação, existem quatro quadros de referência (I, II, III e IV). O quadro é seleccionado de acordo com o material a analisar.

Seguidamente, o grão de cada área referida anteriormente é comparado com o do quadro seleccionado, atribuindo-se assim o valor de tamanho de grão correspondente.

O tamanho médio de grão de cada secção da amostra é a média dos valores de tamanho de grão obtidos nas três áreas representativas analisadas.

Ensaio de impacto (*Charpy*)

A selecção das localizações de extracção dos provetes de impacto, foi realizada a partir dos resultados da avaliação micrográfica. Desta forma foram seleccionadas para obtenção dos provetes de impacto as zonas onde foi observado um maior coalescimento de tamanho de grão, em cada uma das quatro secções transversais analisadas e as zonas termicamente afectadas. Por cada corpo de prova foram retirados três provetes de impacto, um na soldadura (VWT) e dois na zona termicamente afectada (VHT). A figura em baixo ilustra a localização das quatro secções retiradas e o sentido do entalhe nos provetes de impacto [43] [44].

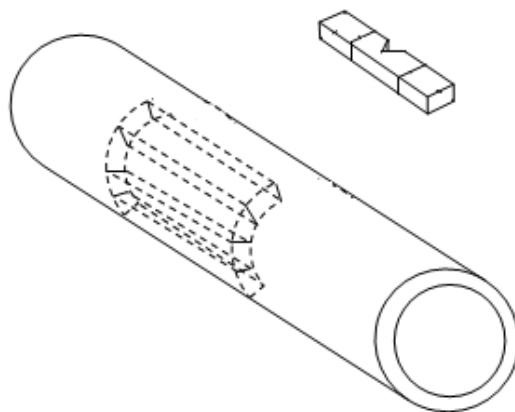


Figura 3-14: Localização das quatro secções transversais retiradas de cada provete e localização do entalhe nos provetes de impacto.

Os provetes impacto foram maquinados de forma a respeitar as dimensões e as tolerâncias definidas na norma ISO 148:2009. Porém, devido à espessura do tubo, foi necessário recorrer a provetes de secção reduzida (5 mm), conforme se ilustra na figura em baixo.

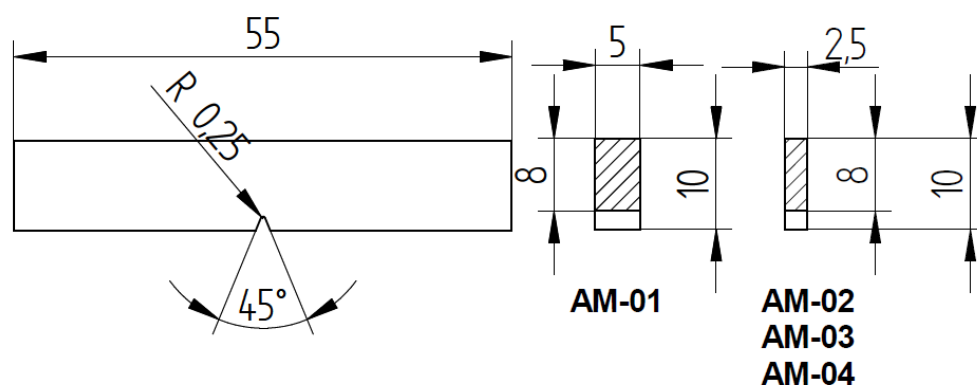


Figura 3-15: Dimensões dos provetes de impacto de acordo com a norma ISO 148.

Os provetes retirados foram marcados, de forma a ser possível a sua identificação ao longo de todo o processo de ensaio.

Após a consulta da norma de fornecimento dos tubos, a EN 10216-2, constata-se que a temperatura mínima de impacto tabelada para o material P265GH é de -10 °C, pelo que se optou pela realização dos ensaios a esta temperatura.

A temperatura de ensaio foi conseguida através da injeção de CO₂ sobre os provetes num recipiente fechado. A fim de garantir uma temperatura homogénea na totalidade do volume de material dos provetes, a temperatura de ensaio ($-10\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$) foi mantida durante 30 minutos antes de se proceder ao ensaio das amostras.

Os provetes foram apoiados horizontalmente no suporte da máquina, o martelo, com um raio de gume do cutelo de 2 mm, deslocado para sua posição e por fim libertado, obtendo-se K_p (diferença entre a energia potencial inicial e a final) através da indicação de energia na máquina de impacto.

Os valores registados podem ser consultados no capítulo 4 desta dissertação.

Ensaio de tracção

Com o objectivo de comprovar o cumprimento dos requisitos definidos pela norma de produto para o material P265GH, foram realizados dois ensaios de tracção por cada corpo de prova. As dimensões dos provetes recolhidos a partir dos corpos de prova cumpriram os requisitos da norma NP EN 895:2002, tendo sido maquinados de acordo com a figura em baixo [45].

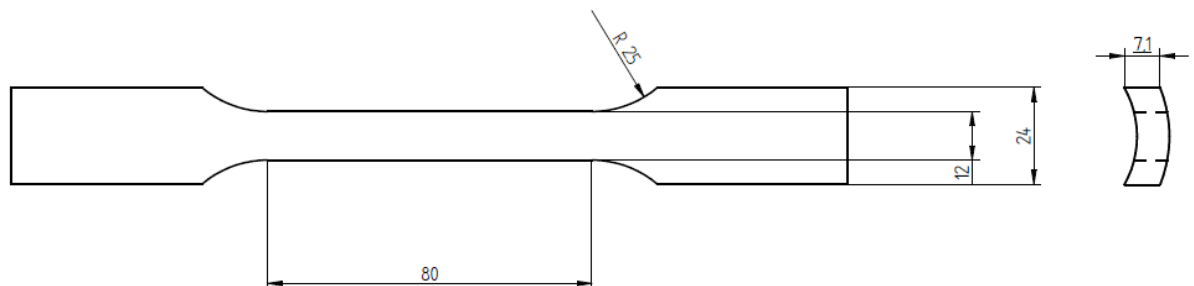


Figura 3-16: Dimensões do provete de tracção prismático.

O ensaio de tracção foi realizado à temperatura ambiente, de acordo com os requisitos da norma NP EN 895:2002, no laboratório de ensaios mecânicos do ISQ.

3.9 Controlo destrutivo do corpo de prova de controlo MA-1 (amostra de referência)

Medição de durezas

Foi retirado da amostra de controlo, um provete destinado à medição de espessuras do material de base não afectado pelo processo de reparação. Neste provete foram medidas durezas *Vickers* em seis pontos ao longo da espessura, ou seja três pontos ao longo de dois alinhamentos. A metodologia de medição e determinação dos valores de dureza foi conforme o descrito no ponto 3.8

Os valores registados podem ser consultados no capítulo 4 desta dissertação.

Análise micrográfica

Utilizando a mesma metodologia que a aplicada para os corpos de prova AM2 a AM4, foi realizado o ensaio micrográfico. Este ensaio permitiu a medição do tamanho de grão e a caracterização da estrutura metalográfica do material no seu estado de fornecimento.

Ensaio de impacto (Charpy)

Foi realizado o ensaio a um conjunto de três provetes recolhidos a partir da amostra de controlo AM-1. Estes provetes foram ensaiados à temperatura de -10 ± 2 °C, conforme a descrição do parágrafo 3.8. Os resultados deste ensaio podem ser consultados no capítulo 4 desta dissertação.

Ensaio de tracção

Foram realizados dois ensaios de tracção prismáticos extraídos da amostra AM1. Estes ensaios permitiram confirmar as propriedades mecânicas do material base no seu estado de fornecimento, designadamente, alongamento, tensão de cedência e tensão de ruptura. As dimensões dos provetes e as condições de ensaio respeitaram os requisitos da norma NP EN 895:2002. Os resultados podem ser consultados no capítulo 4 desta dissertação.

Resultados e discussão

Neste capítulo apresentam-se os registos recolhidos durante a deposição dos corpos de prova, bem como os resultados dos vários ensaios descritos no capítulo anterior. Pretende-se ainda, ordenar os resultados e proceder ao seu tratamento para mais fácil compreensão e interpretação.

4.1 Registo de parâmetros

Durante a deposição com soldadura dos corpos de prova, foi realizado o registo dos parâmetros de soldadura e das temperaturas iniciais e entre passes conforme a descrição do parágrafo 3.6.

Em baixo apresenta-se a tabela com os registos de soldadura, bem como a determinação da entrega térmica e do tempo de arrefecimento $t_{8/5}$, de acordo com a equação descrita no parágrafo 2.3 e um factor de forma F_2 igual a 1 (valor retirado da tabela D1 do anexo D da norma EN 1011-2) [15]. Relativamente ao cálculo da entrega térmica, foi utilizado um factor de eficiência térmica k de 0,8 para o processo 111 (eléctrodos revestidos) – valor obtido a partir da consulta do quadro 1 da norma NP EN 1011-1. Tendo por base o registo dos parâmetros medidos durante a deposição dos corpos de prova e o factor de eficiência térmica do processo, a entrega térmica foi calculada a partir da seguinte equação:

$$Q = k \frac{U \cdot I}{v} \times 10^{-3} [kJ/mm]$$

U Tensão de arco (V)

I Intensidade de corrente de soldadura (A)

v velocidade de avanço (mm/segundo)

Tabela 4-1: Registo dos parâmetros de soldadura do corpo de prova AM-2 - cálculo da entrega térmica e do tempo de arrefecimento entre os 800 e os 500°C.

Passe <i>Nº</i>	I (A)	U (V)	v (mm/s)	TM₁ (°C)	TM₂ (°C)	TM₃ (°C)	TM_{med} ($\Sigma TM_p/n$)	Q (kJ/mm)	t_{8/5} (s)
1	78,50	21,85	2,08	56	200	196	184	0,66	10
2	71,00	21,60	2,17	251	207	220	226	0,56	16
3	76,20	21,35	2,27	389	364	256	336	0,57	22
4	76,10	21,50	2,63	424	398	343	388	0,50	46
5	76,10	13,15	2,44	460	440	358	419	0,33	42
6	70,30	22,35	2,22	457	434	326	406	0,57	233
7	74,30	23,00	2,56	350	404	423	392	0,53	153
8	72,10	22,70	2,70	300	380	411	364	0,48	98
9	72,30	22,00	2,86	267	356	420	348	0,45	52
10	72,90	23,15	2,70	293	419	427	380	0,50	53
11	72,90	22,45	2,70	294	398	455	382	0,48	79
12	72,50	22,95	1,80	246	347	469	354	0,74	192
13	74,30	23,35	1,61	384	361	400	382	0,86	171
14	77,10	23,10	1,54	322	308	423	351	0,93	297
15	76,90	22,70	1,56	380	390	442	404	0,89	177
16	72,20	22,60	1,52	370	460	443	424	0,86	385
17	73,60	23,45	1,72	360	420	458	413	0,80	528

A temperatura inicial medida antes da realização da soldadura de enchimento foi de 22,2 °C para o corpo de prova AM-02.

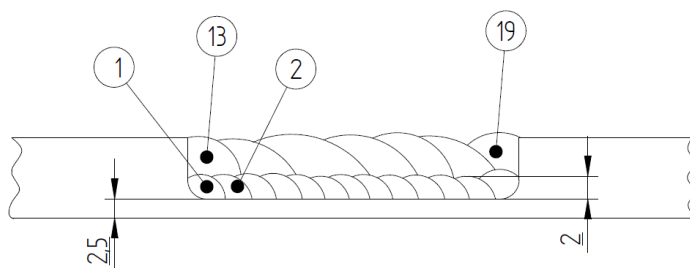


Figura 4-1: Sequência de passes do corpo de prova AM-2.

Tabela 4-2: Registo dos parâmetros de soldadura do corpo de prova AM-3 - cálculo da entrega térmica e do tempo de arrefecimento entre os 800 e os 500°C.

<i>Passe</i> <i>Nº</i>	<i>I</i> (A)	<i>U</i> (V)	<i>v</i> (mm/s)	<i>TM</i> ₁ (°C)	<i>TM</i> ₂ (°C)	<i>TM</i> ₃ (°C)	<i>TM</i> _{med} ($\Sigma TM_n/n$)	<i>Q</i> (kJ/mm)	<i>t</i> _{8/5} (s)
1	79,90	23,50	2,46	186	260	152	199	0,61	9
2	76,40	21,80	3,26	208	320	214	247	0,41	9
3	76,90	21,60	3,13	223	370	232	275	0,43	14
4	78,80	22,65	3,13	305	350	248	301	0,46	21
5	78,40	24,50	3,33	360	366	288	338	0,46	27
6	78,50	24,10	3,41	349	370	307	342	0,44	37
7	79,70	23,7	3,26	415	394	324	378	0,46	43
8	79,40	23,00	3,19	420	416	367	401	0,46	68
9	78,50	22,25	2,34	387	383	360	377	0,60	174
10	81,90	23,45	3,19	432	350	386	389	0,48	74
11	81,50	23,65	1,74	391	365	311	356	0,89	311
12	83,30	22,65	2,21	400	377	293	357	0,68	110
13	80,00	22,15	2,34	328	408	328	355	0,60	88
14	81,20	23,70	2,34	397	441	452	430	0,66	100
15	83,50	22,05	2,68	410	460	463	444	0,55	289
16	83,70	23,95	2,68	409	460	443	437	0,60	535
17	79,70	22,20	1,85	423	369	473	422	0,76	690

A temperatura inicial medida antes da realização da soldadura de enchimento foi de 23 °C para o corpo de prova AM-03.

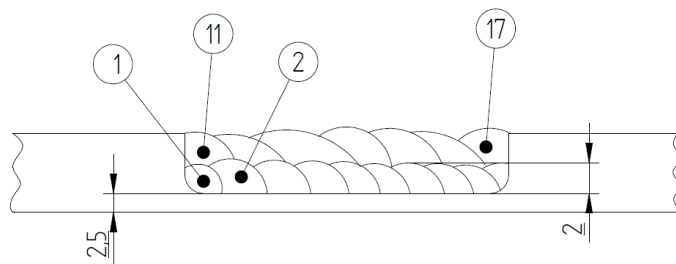


Figura 4-2: Sequência de passes do corpo de prova AM-3.

Tabela 4-3: Registo dos parâmetros de soldadura do corpo de prova AM-4 - cálculo da entrega térmica e do tempo de arrefecimento entre os 800 e os 500°C.

Passe <i>Nº</i>	I (A)	U (V)	v (mm/s)	TM₁ (°C)	TM₂ (°C)	TM₃ (°C)	TM_{med} ($\Sigma TM_p/n$)	Q (kJ/mm)	t_{8/5} (s)
1	80,10	23,30	1,77	140	200	299	213	0,84	17
2	80,00	22,65	2,19	150	290	324	255	0,66	27
3	77,90	24,10	2,14	297	373	348	339	0,70	41
4	82,60	22,50	1,81	294	397	395	362	0,82	129
5	80,20	23,55	2,34	301	367	383	350	0,64	107
6	79,50	23,90	2,86	337	404	330	357	0,53	62
7	83,40	23,05	2,26	367	398	360	375	0,68	111
8	76,70	23,20	2,13	463	394	37	411	0,67	139
9	77,80	22,60	1,86	370	357	375	367	0,76	347
10	76,40	23,40	1,84	370	350	392	371	0,78	168
11	75,90	23,20	2,09	370	357	393	373	0,67	133
12	76,60	23,80	2,06	368	401	396	388	0,71	152
13	77,10	22,65	2,15	396	385	392	391	0,65	163
14	75,60	24,00	1,80	420	378	420	406	0,81	265
15	78,80	23,85	1,74	410	372	438	407	0,87	406
16	80,20	23,05	1,71	370	366	415	384	0,86	408

A temperatura inicial medida antes da realização da soldadura de enchimento foi de 27,4°C para o corpo de prova AM-04.

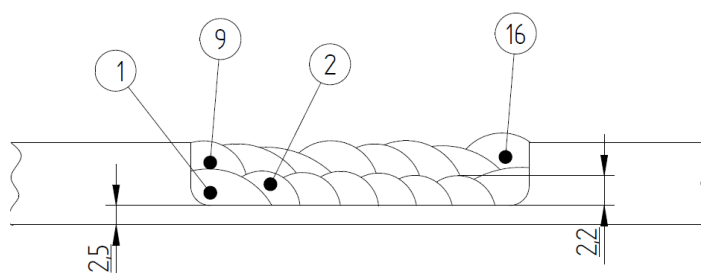


Figura 4-3: Sequência de passes do corpo de prova AM-4.

4.2 Resultados dos ensaios metalográficos

Os ensaios metalográficos foram realizados de acordo com o procedimento descrito no capítulo 3 desta dissertação. Estes ensaios incluíram a análise macrográfica de várias secções transversais dos corpos de prova, a identificação da microestrutura do material nas várias regiões da soldadura, metal fundido (MF) e zona termicamente afectada (ZTA) e a medição de durezas. As figuras e as tabelas em baixo apresentam os resultados destes ensaios.

Amostra AM-1 (referência)

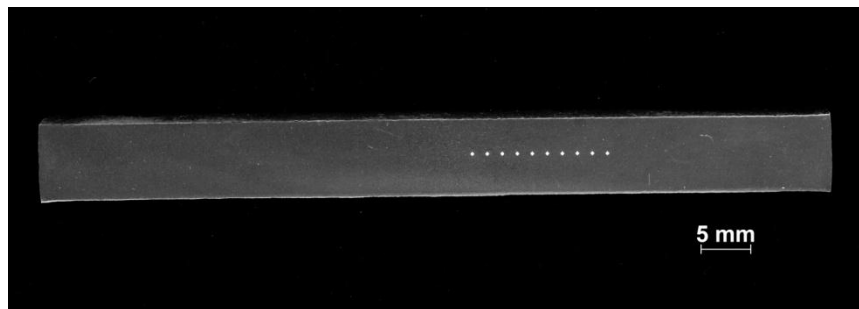


Figura 4-4: Localização das medições de dureza.

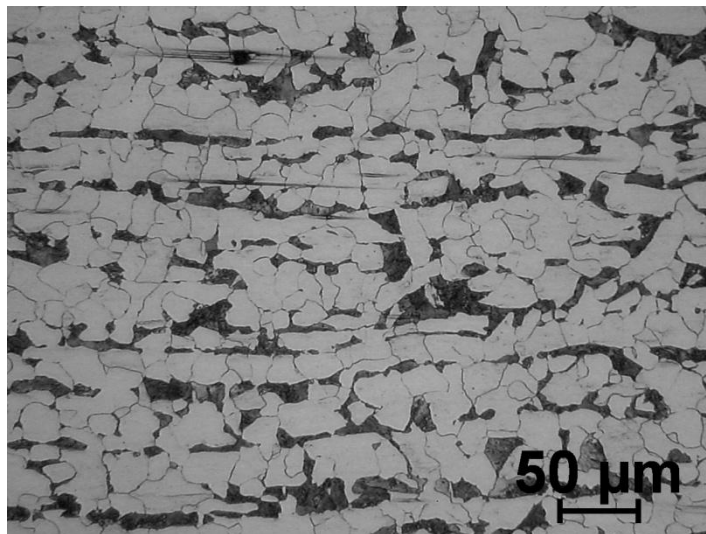


Figura 4-5: Material do tubo não afectado por soldadura - microestrutura constituída por ferrite e perlite.

Tabela 4-4: Ensaio de Dureza [HV10] corpo de prova AM-1.

Indentação	Valor de dureza (HV)
	Material base
1	131
2	132
3	134
4	133
5	133
6	133
7	134
8	134
9	134
10	131
<i>Média ± Desvio Padrão</i>	133 ± 1

Relativamente ao corpo de prova utilizado como referência, os resultados da medição de durezas e a micrografia são consentâneos com o material de base P265GH.

Amostra AM-2

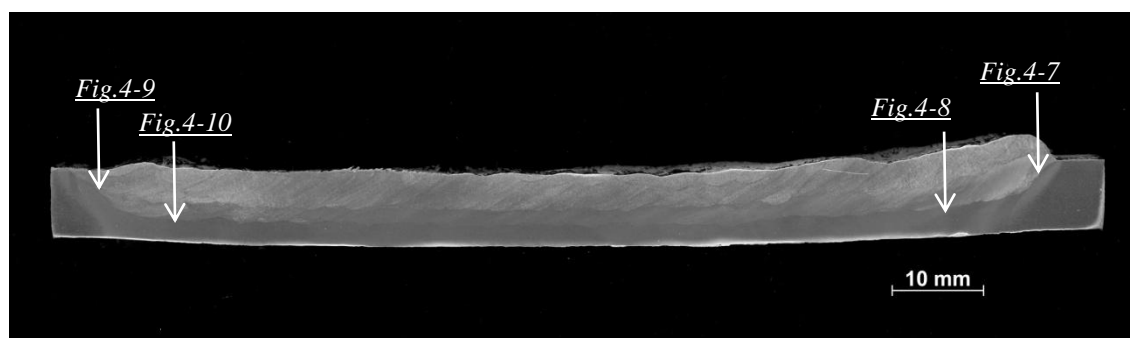


Figura 4-6: Macrografia da amostra AM-2 com localização das micrografias.

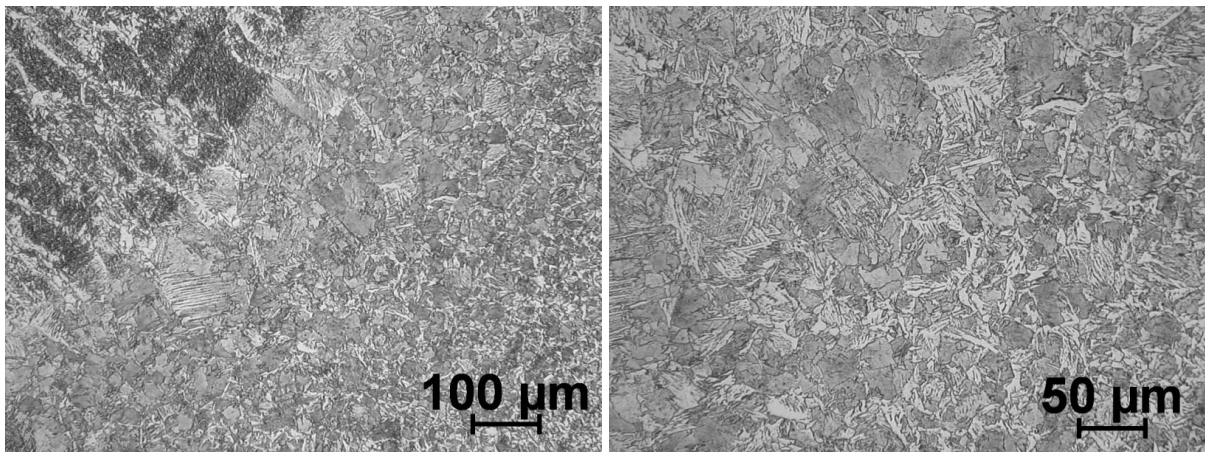


Figura 4-7: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos, ferrite de Widmanstatten, perlite e bainite.

Tabela 4-5: Ensaio de Dureza [HV10] - região correspondente à figura 4-7.

Indentação	Valor de dureza (HV)
	ZTA
1	191
2	184
3	177
4	170
5	172
Média ± Desvio Padrão	179 ± 9

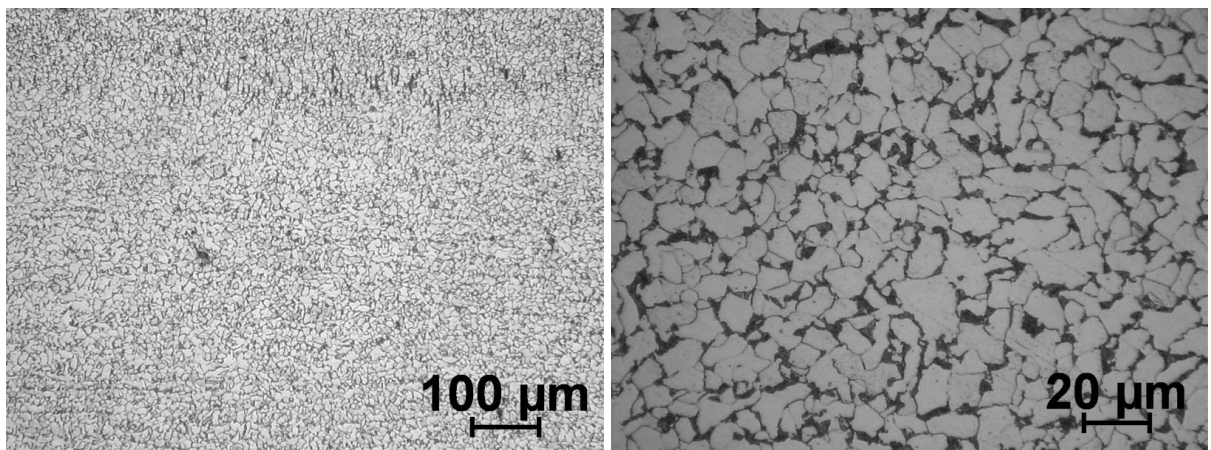


Figura 4-8: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos e perlite.

Tabela 4-6: Ensaio de Dureza [HV10] - região correspondente à figura 4-8.

Indentação	Valor de dureza (HV)	
	ZTA	MF
1	167	189
2	165	184
3	163	187
4	163	192
5	164	188
<i>Média ± Desvio Padrão</i>	164 ± 2	188 ± 3

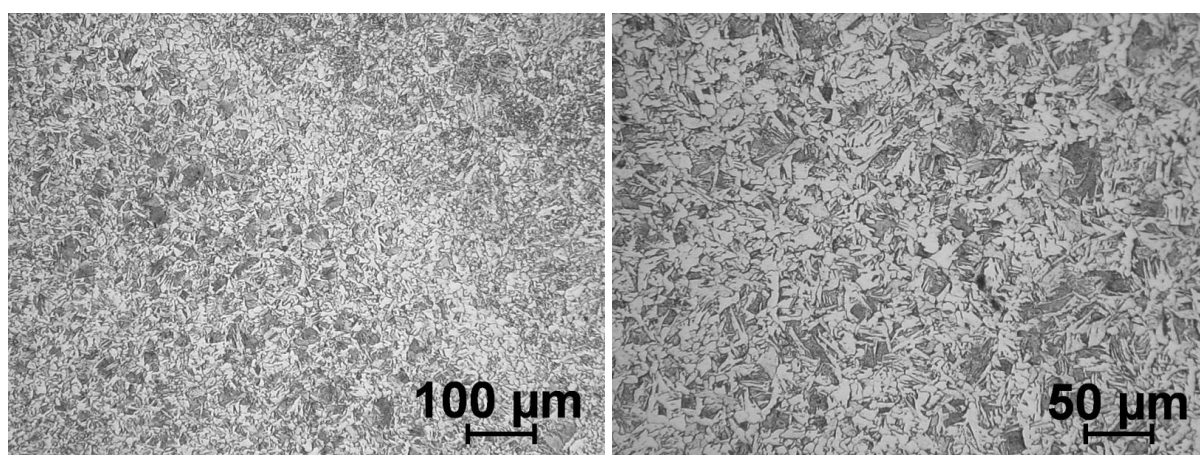


Figura 4-9: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos, ferrite Widmanstätten e perlite.

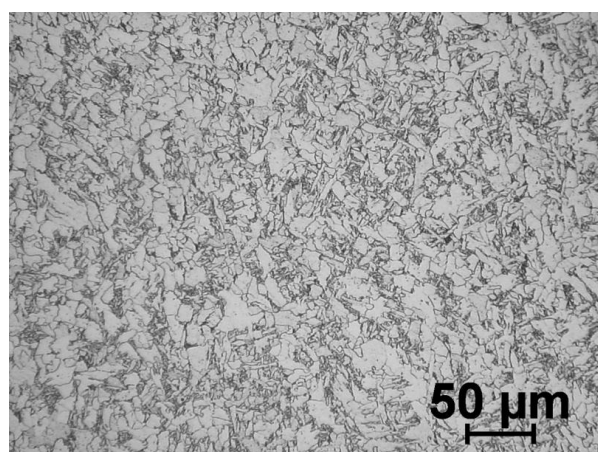


Figura 4-10: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos e perlite.

Tabela 4-7: Ensaio de Dureza [HV10] - região correspondente à figura 4-10.

Indentação	Valor de dureza (HV)	
	ZTA	MF
1	166	203
2	162	193
3	163	197
4	165	187
5	166	184
<i>Média ± Desvio Padrão</i>	164 ± 2	193 ± 8

Amostra AM-3

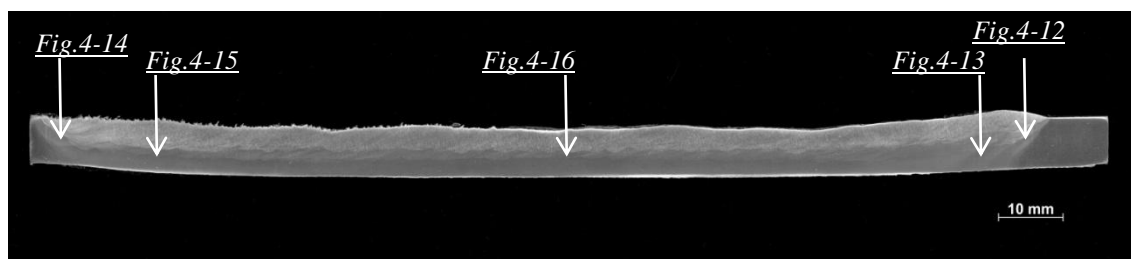


Figura 4-11: Macrografia da amostra AM-3 com localização das micrografias.

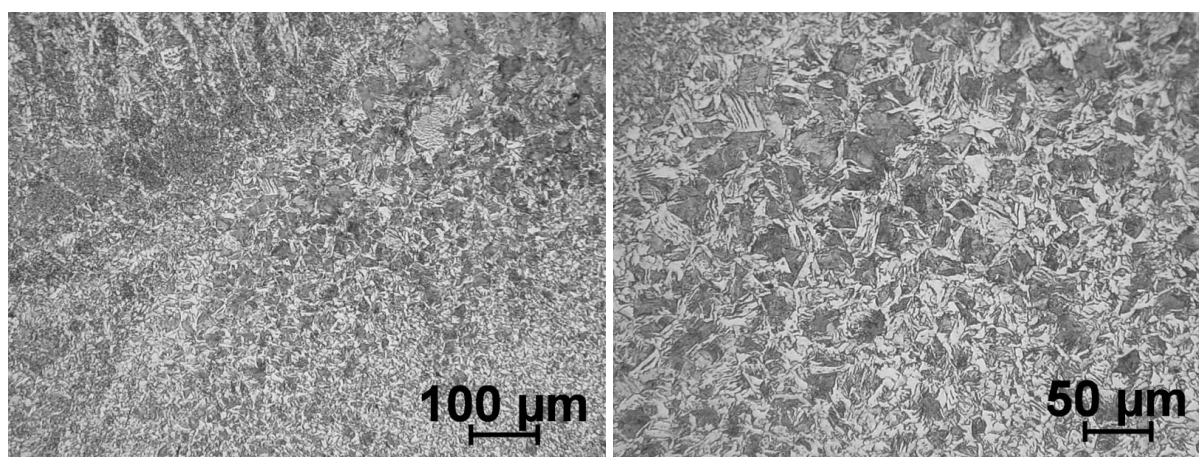


Figura 4-12: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos, ferrite Widmanstatten, perlite e bainite.

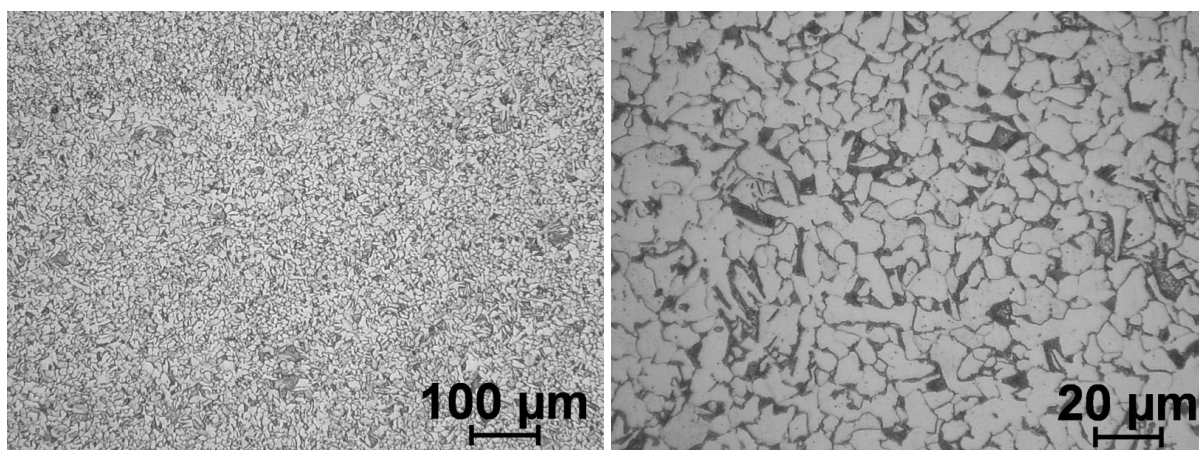


Figura 4-13: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos e perlite.

Tabela 4-8: Ensaio de Dureza [HV10] - região correspondente à figura 4-13.

Indentação	Valor de dureza (HV)	
	ZTA	MF
1	199	236
2	206	234
3	192	230
4	199	236
5	207	238
Média ± Desvio Padrão	201 ± 6	235 ± 3

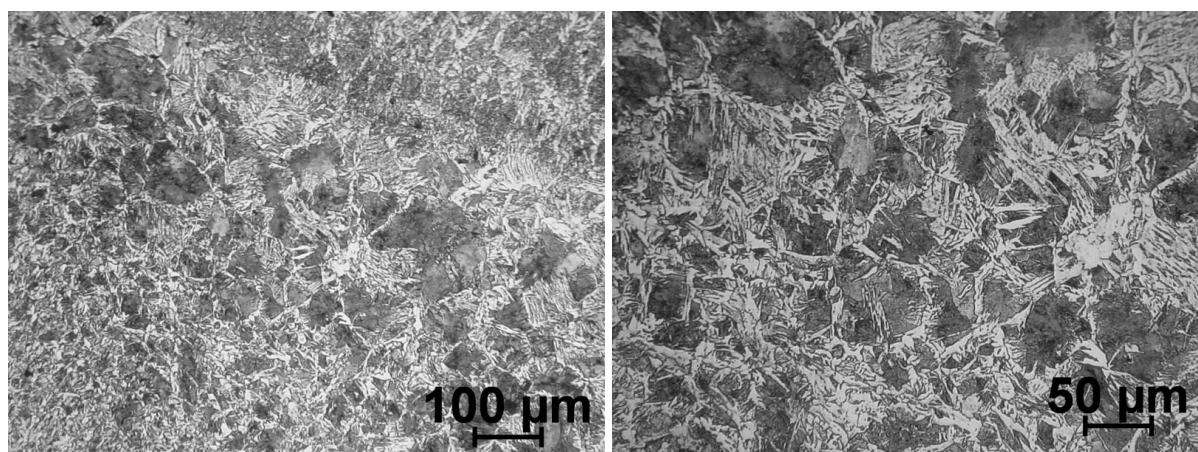


Figura 4-14: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos, ferrite Widmanstätten, perlite e bainite.

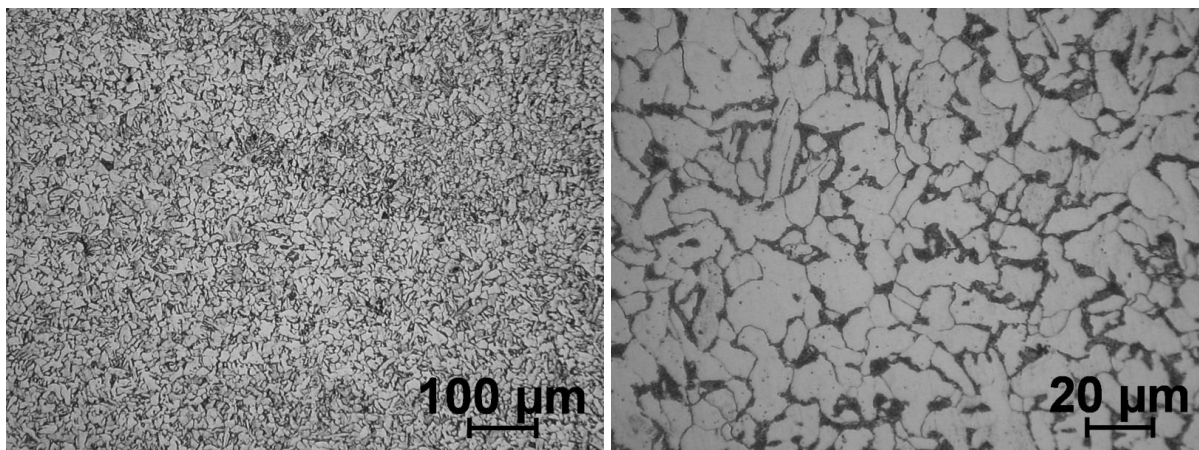


Figura 4-15: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos e perlite.

Tabela 4-9: Ensaio de Dureza [HV10] - região correspondente à figura 4-15.

Indentação	Valor de dureza (HV)	
	ZTA	MF
1	188	236
2	187	241
3	176	241
4	178	234
5	168	230
<i>Média ± Desvio Padrão</i>	179 ± 8	236 ± 5

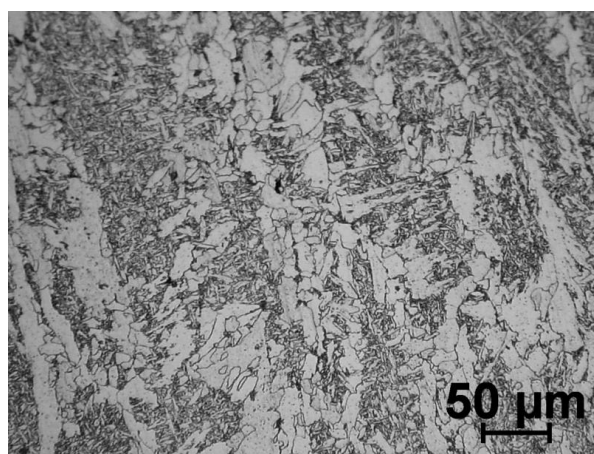


Figura 4-16: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos, ferrite intergranular e perlite.

Tabela 4-10: Ensaio de Dureza [HV10] - região correspondente à figura 4-16.

Indentação	Valor de dureza (HV)	
	ZTA	MF
1	161	206
2	165	208
3	160	211
4	159	204
5	160	220
<i>Média ± Desvio Padrão</i>	161 ± 2	210 ± 6

Amostra AM-4

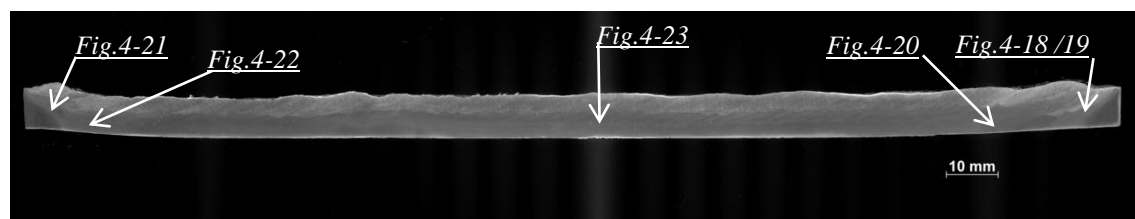


Figura 4-17: Macrografia da amostra AM-4 com localização das micrografias.

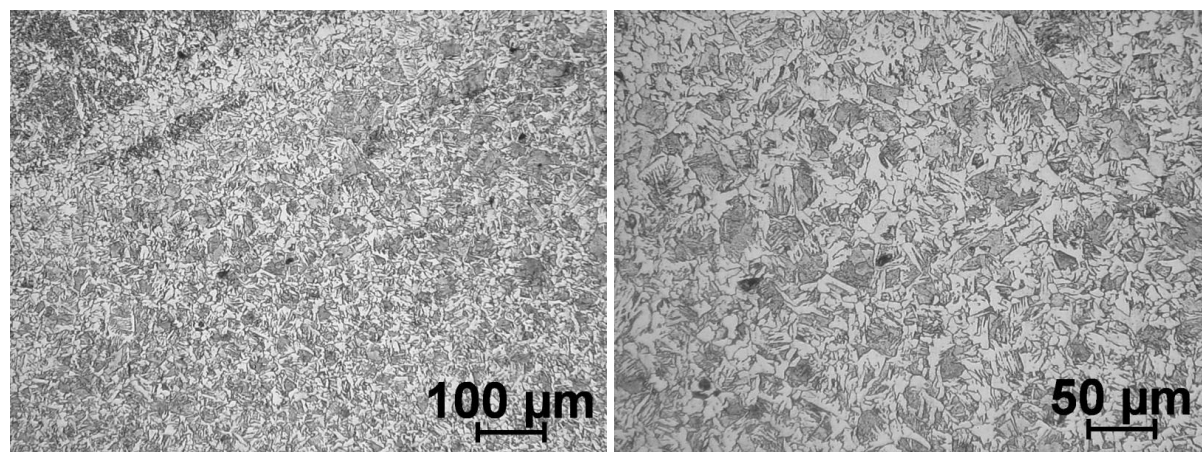


Figura 4-18: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos, ferrite Widmanstätten e perlite.

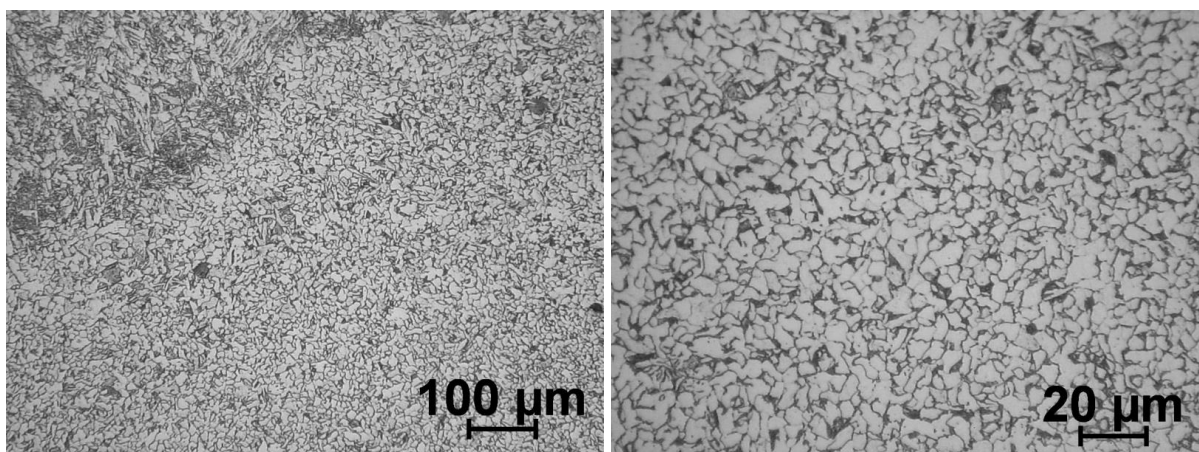


Figura 4-19: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados e perlite.

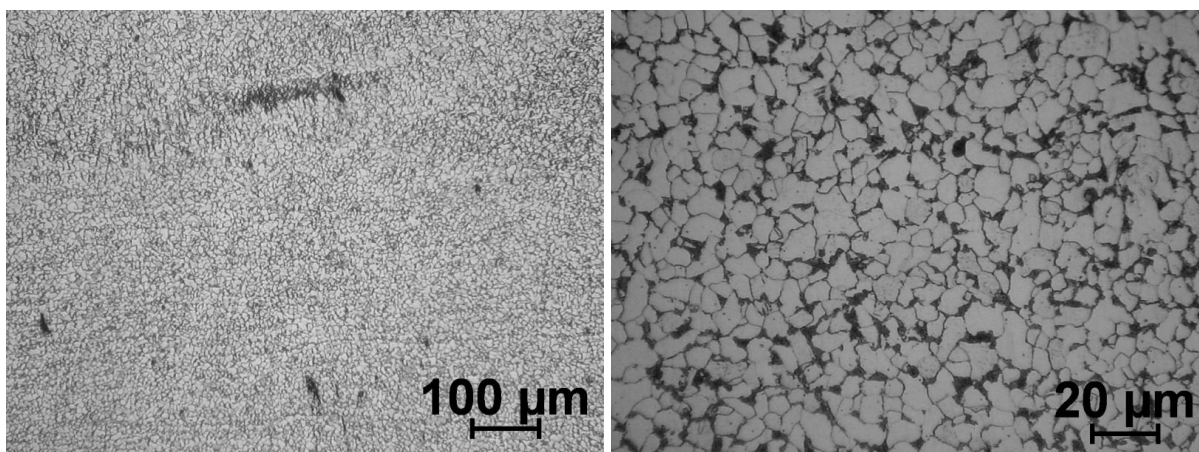


Figura 4-20: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos e perlite.

Tabela 4-11: Ensaio de Dureza [HV10] - região correspondente à figura 4-19 / 20.

Indentação	Valor de dureza (HV)	
	ZTA	MF
1	163	194
2	164	196
3	165	196
4	167	207
5	165	199
Média ± Desvio Padrão	165 ± 1	198 ± 5

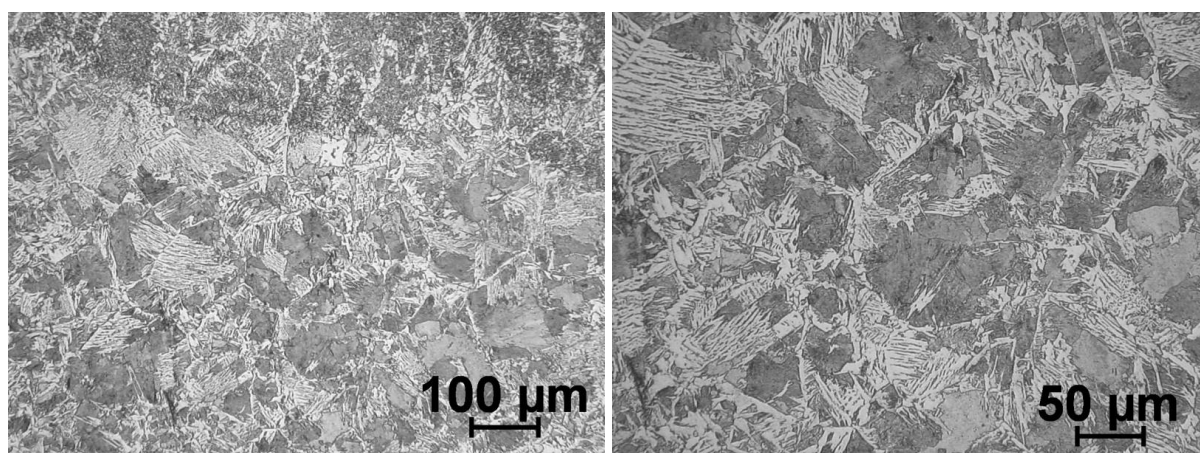


Figura 4-21: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos, ferrite Widmanstätten, perlite e bainite.

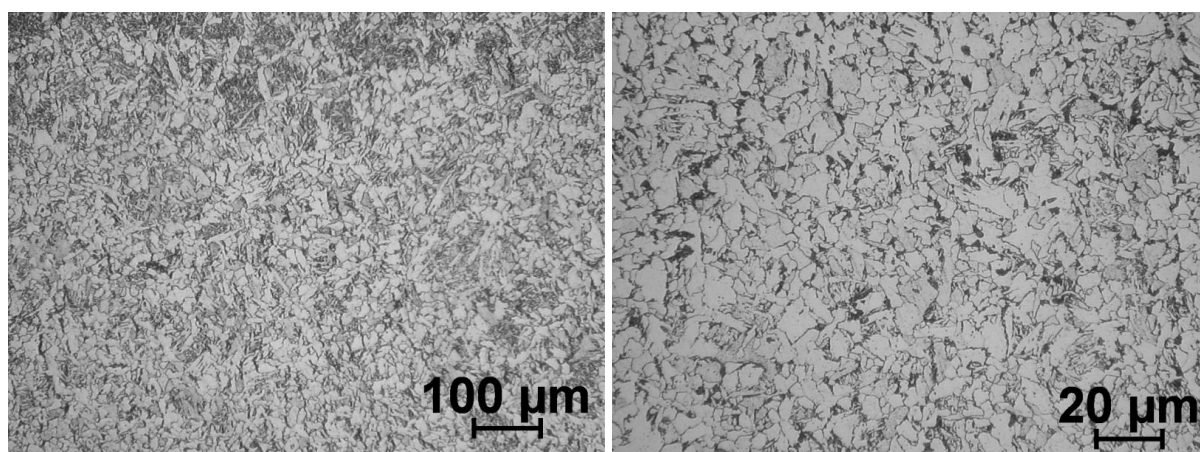


Figura 4-22: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos e perlite.

Tabela 4-12: Ensaio de Dureza [HV10] - região correspondente à figura 4-22.

Indentação	Valor de dureza (HV)	
	ZTA	MF
1	168	193
2	166	188
3	169	200
4	167	200
5	167	193
Média ± Desvio Padrão	167 ± 1	195 ± 5

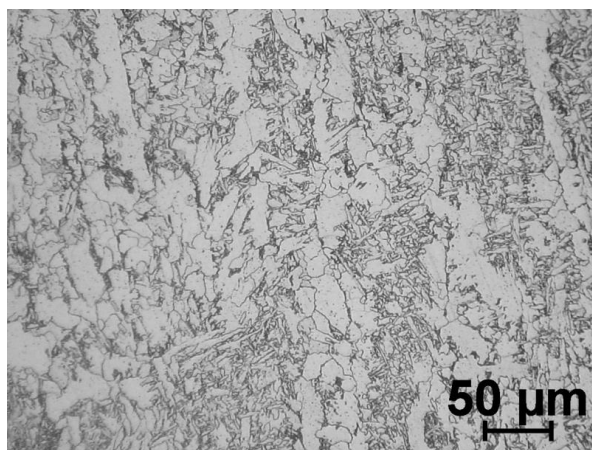


Figura 4-23: Microestrutura constituída por ferrite, ferrite com agregados de carbonetos, ferrite intergranular e perlite.

Tabela 4-13: Ensaio de Dureza [HV10] - região correspondente à figura 4-23.

Indentação	Valor de dureza (HV)	
	ZTA	MF
1	168	193
2	166	188
3	169	200
4	167	200
5	167	193
Média ± Desvio Padrão	167 ± 1	195 ± 5

4.3 Determinação do tamanho médio de grão

Após uma observação ao microscópio das amostras preparadas, foi realizada uma medição do tamanho médio de grão ferrítico, nas zonas onde aparentemente terá ocorrido uma maior coalescência de tamanho de grão, face ao material original (AM-1). Os resultados da medição do tamanho médio de grão apresentam-se nas tabelas e figuras seguintes. A ampliação original das fotomicrografias foi de 200x ou 500x, de acordo com a indicação nas tabelas, tendo sido utilizado o método de comparação com a grelha IB (norma de referência ASTM E112).

Tabela 4-14: Material de base da amostra AM-1 (referência).

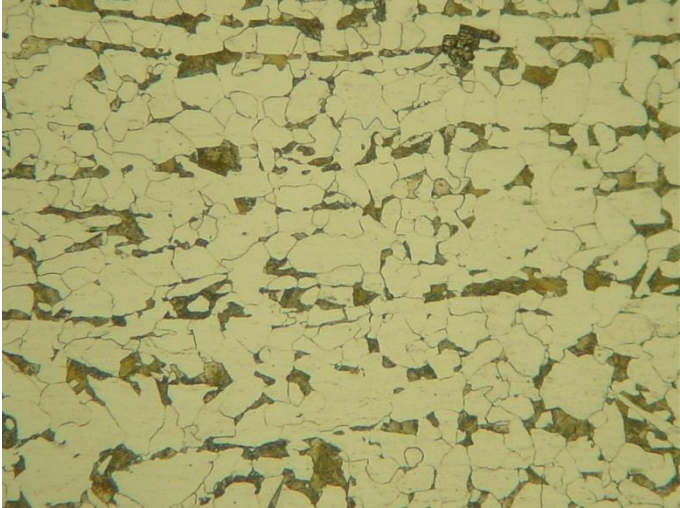
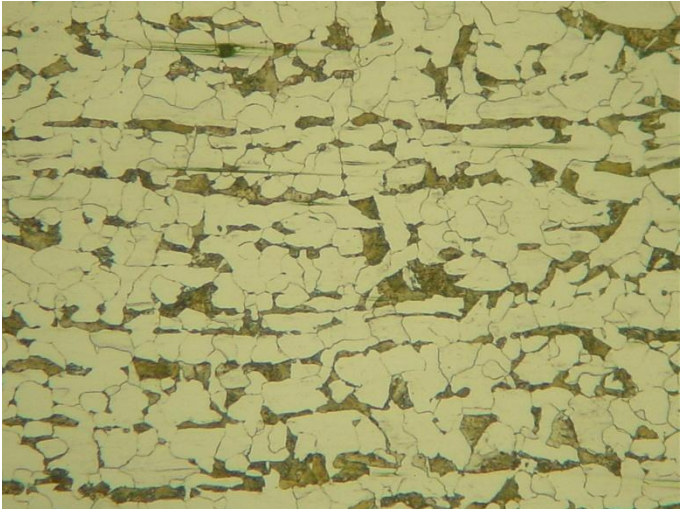
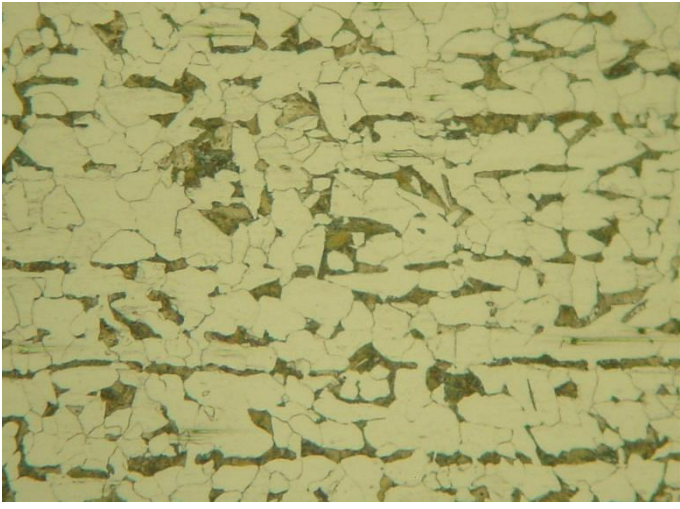
Foto (ampliação 200x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{200}{100} \Leftrightarrow Q = 2$
	6,5	$6,5+2=8,5$
	7,0	$7,0+2=9,0$
	7,0	$7,0+2=9,0$

Tabela 4-15: Amostra AM-2, fotomicrografia da ZTA localizada na "figura4-8".

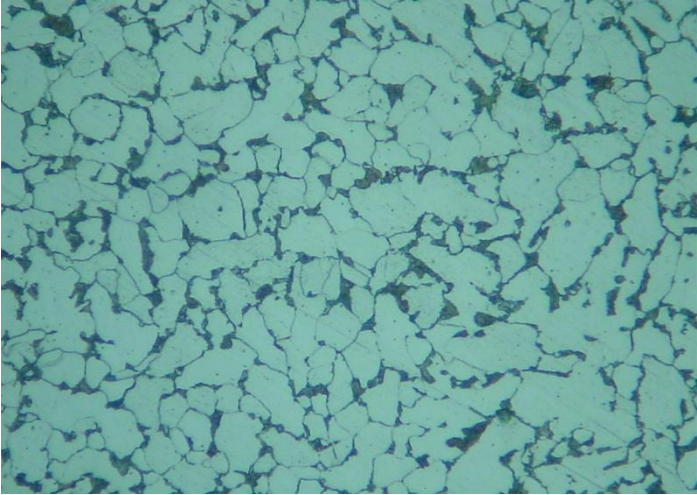
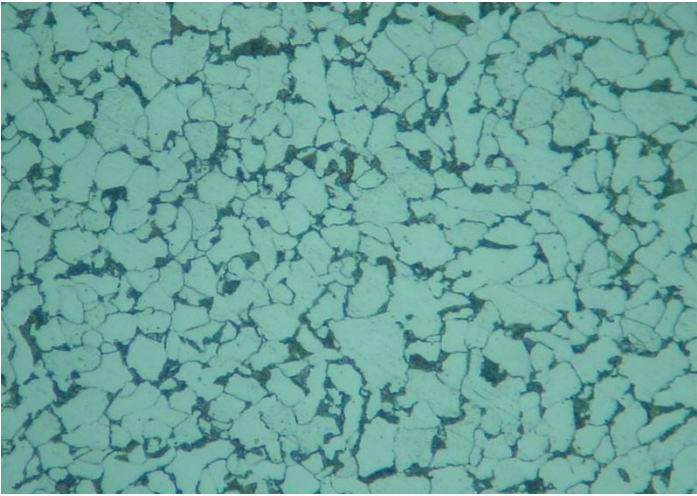
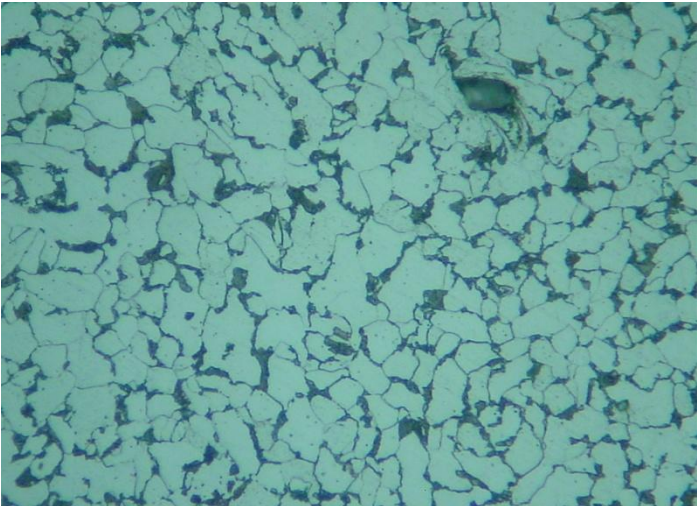
Foto (ampliação 500x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{500}{100} \Leftrightarrow Q = 5$
	5,5	5,5+5=10,5
	6,0	6,0+5=11,0
	6,0	6,0+5=11,0

Tabela 4-16: Material Fundido - fotomicrografia localizada no ponto identificado como “figura 4-10” na AM-2.

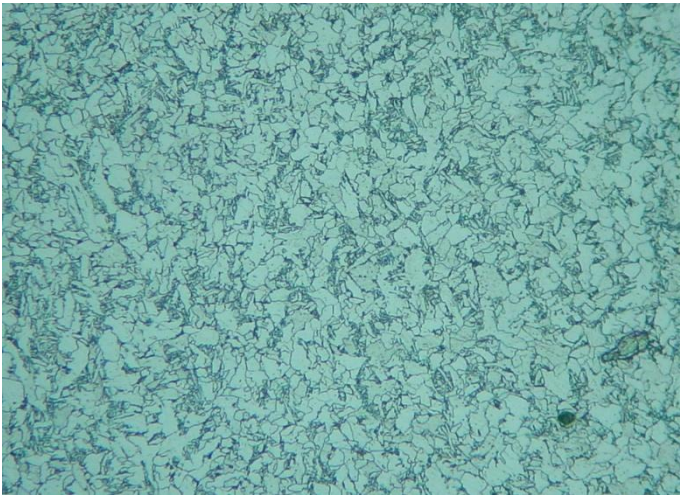
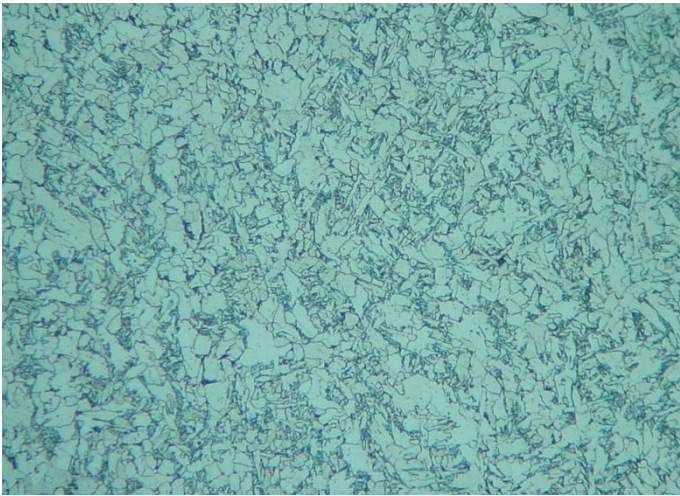
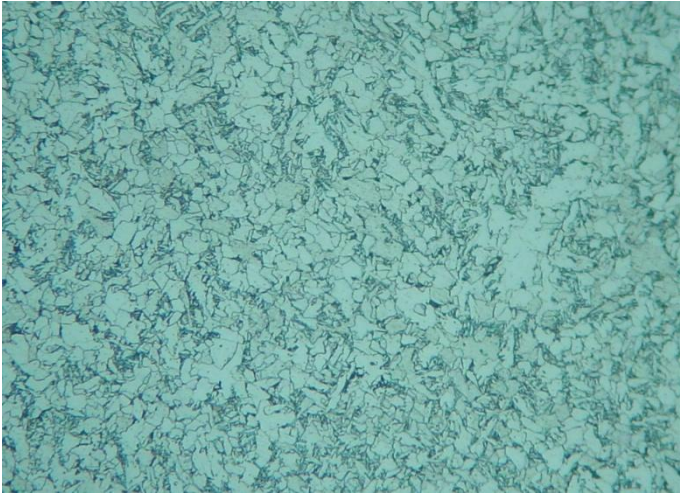
Foto (ampliação 200x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{200}{100} \Leftrightarrow Q = 2$
	9,5	9,5+2=11,5
	9,0	9,0+2=11,0
	9,0	9,0+2=11,0

Tabela 4-17: Zona térmicamente Afectada - fotomicrografia localizada no ponto identificado como “figura 4-13” na AM-3.

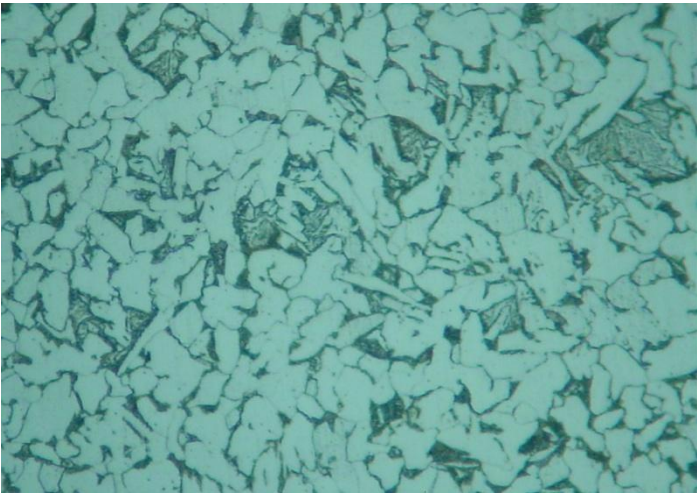
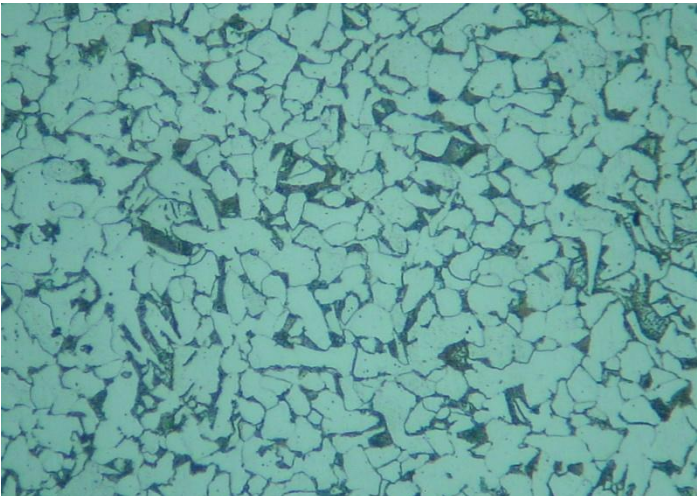
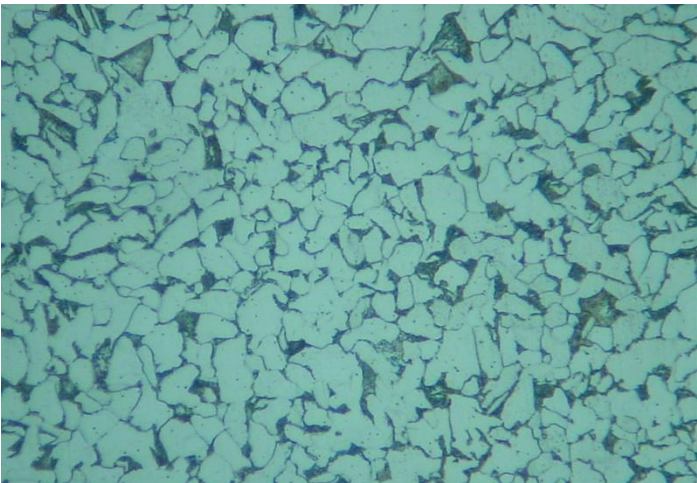
Foto (ampliação 500x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{500}{100} \Leftrightarrow Q = 5$
	7,5	7,5+5=12,5
	7,5	7,5+5=12,5
	7,5	7,5+5=12,5

Tabela 4-18: Zona térmicamente Afectada - fotomicrografia localizada no ponto identificado como “figura 4-15” na AM-3.

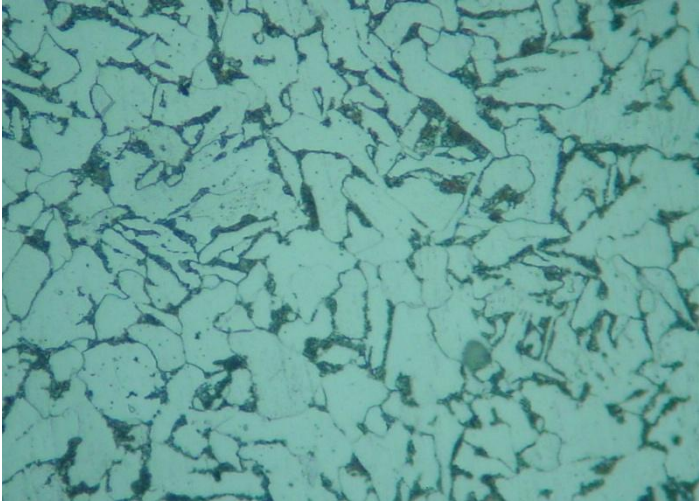
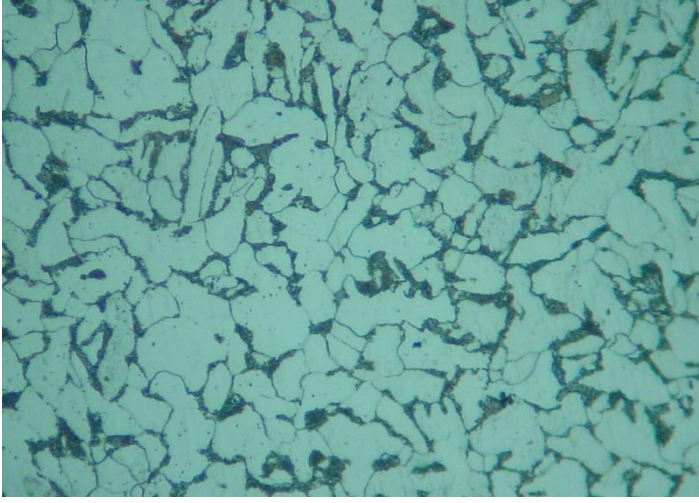
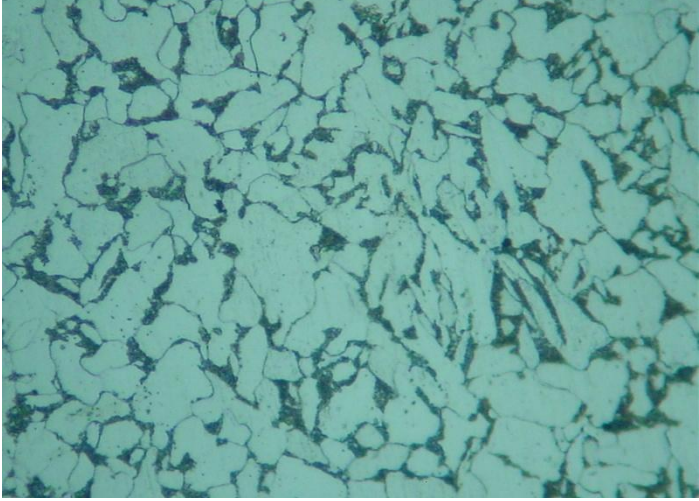
Foto (ampliação 500x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{500}{100} \Leftrightarrow Q = 5$
	6,0	6,0+5=11,0
	6,5	6,5+5=11,5
	6,0	6,0+5=11,0

Tabela 4-19: Material fundido - fotomicrografia localizada no ponto identificado como “figura 4-16” na AM-3.

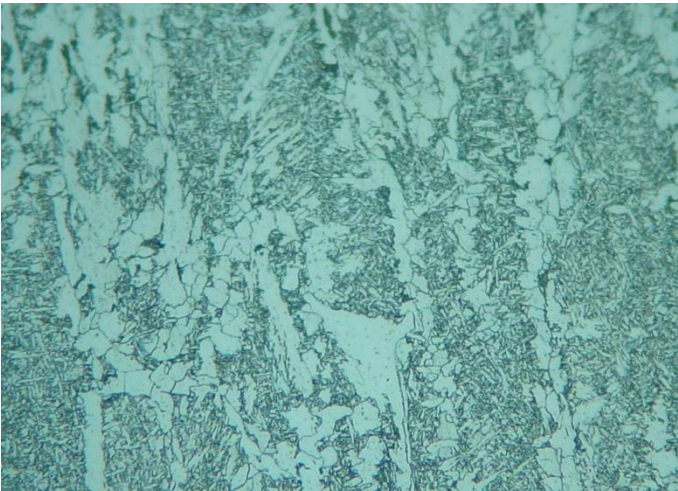
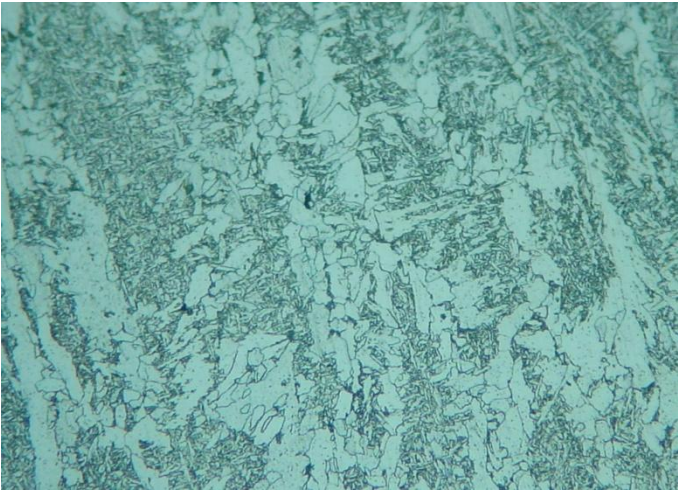
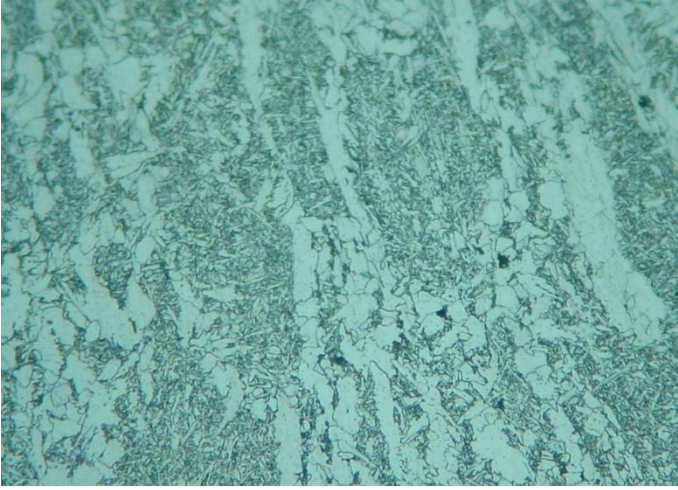
Foto (ampliação 200x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{200}{100} \Leftrightarrow Q = 2$
	8,5	8,5+2=10,5
	8,5	8,5+2=10,5
	8,5	8,5+2=10,5

Tabela 4-20: Zona termicamente afectada da amostra AM-4 (Geral)

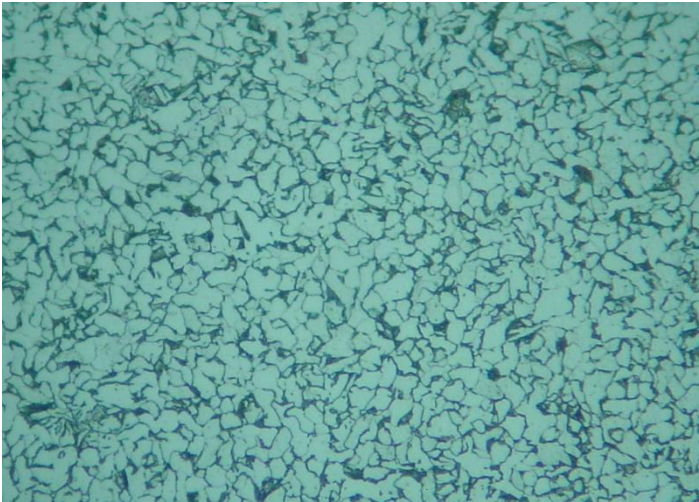
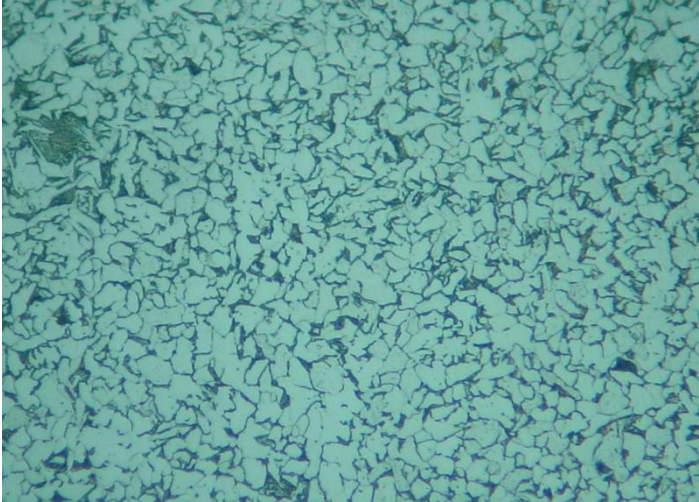
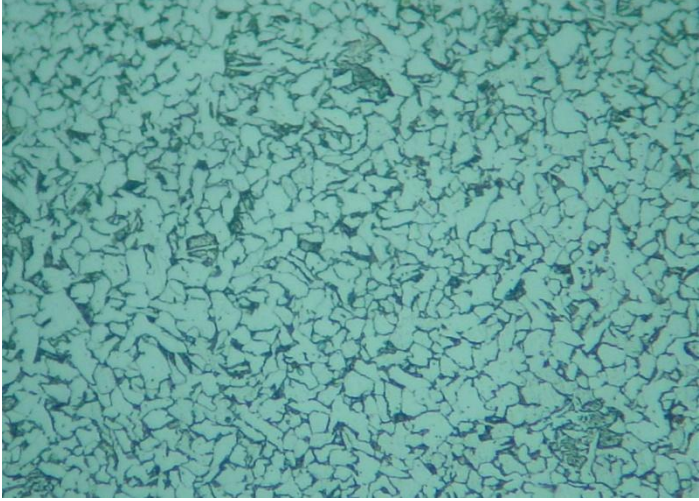
Foto (ampliação 500x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{500}{100} \Leftrightarrow Q = 5$
	9,0	9,0+5=14,0
	8,5	8,5+5=13,5
	9,0	9,0+5=14,0

Tabela 4-21: Zona térmicamente Afectada - fotomicrografia localizada no ponto identificado como “figura 4-20” na AM-4.

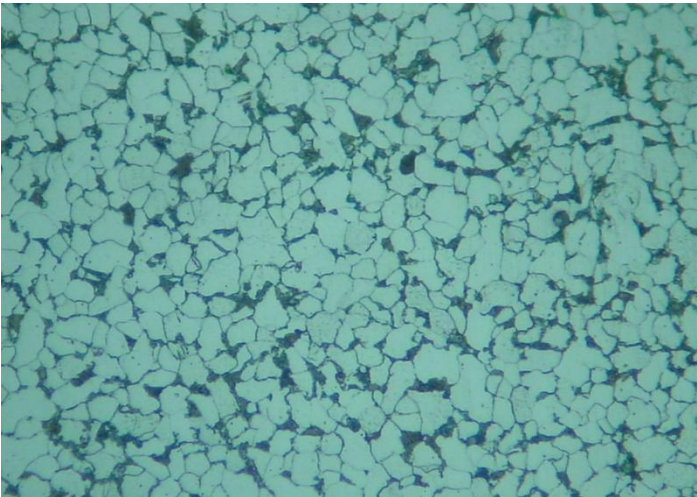
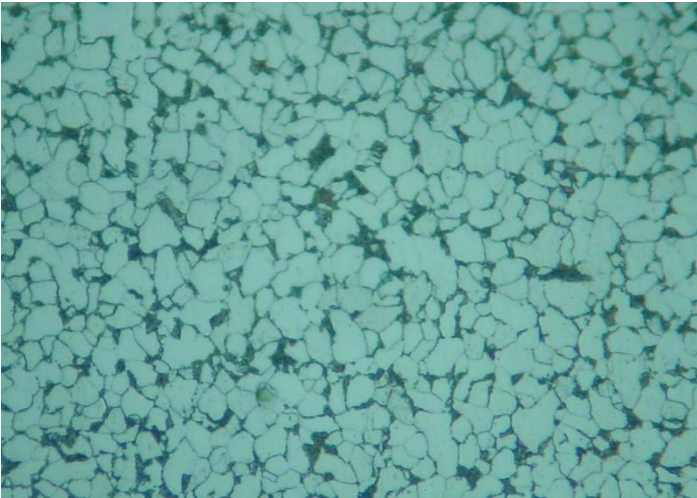
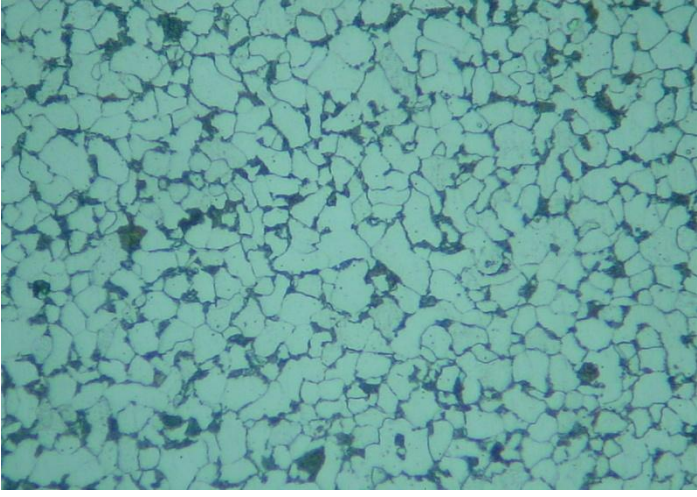
Foto (ampliação 500x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{500}{100} \Leftrightarrow Q = 5$
	7,5	7,5+5=12,5
	7,5	7,5+5=12,5
	7,5	7,5+5=12,5

Tabela 4-22: Zona térmicamente Afectada - fotomicrografia localizada no ponto identificado como “figura 4-22” na AM-4.

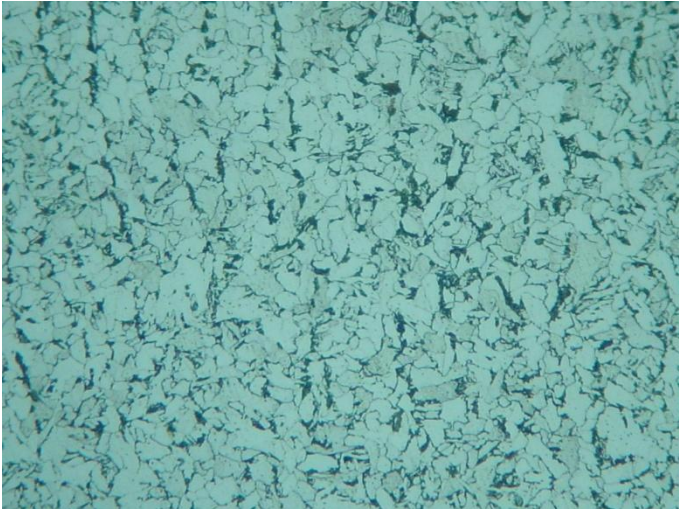
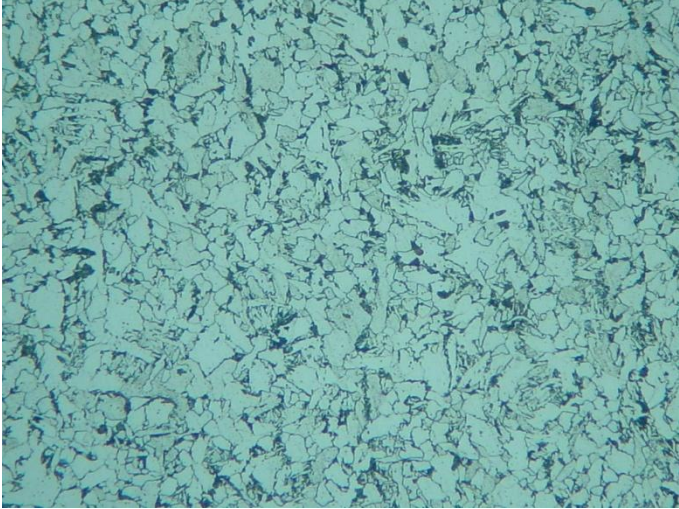
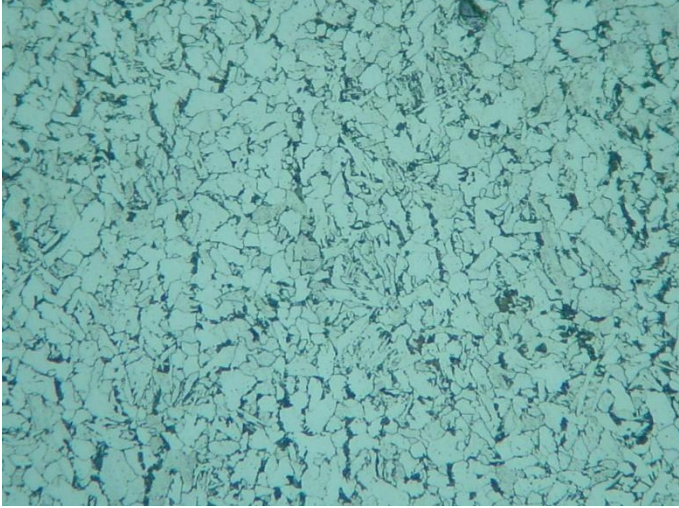
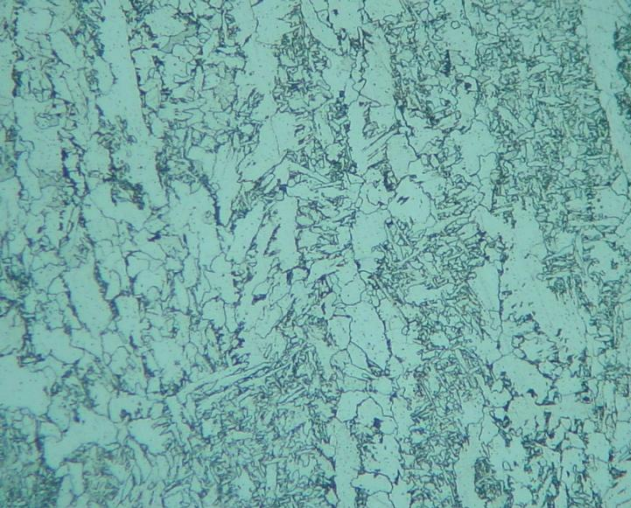
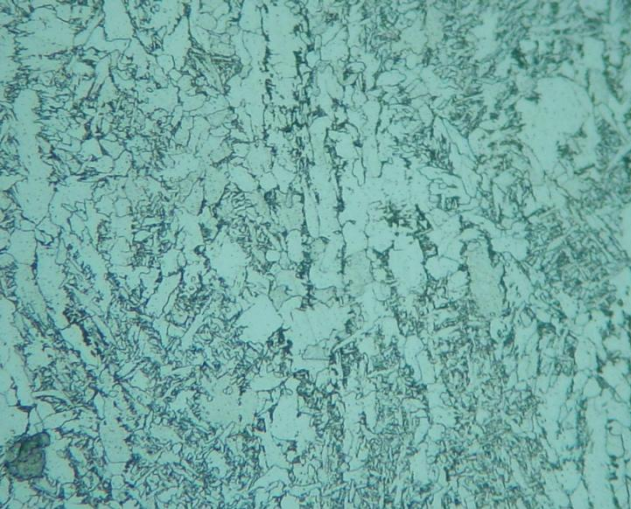
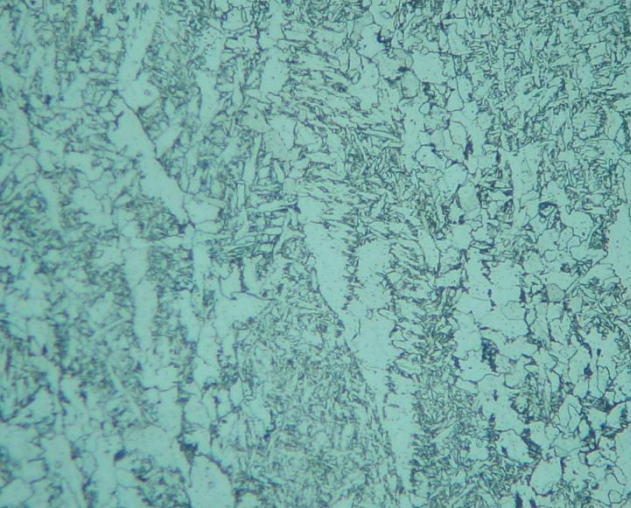
Foto (ampliação 200x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{200}{100} \Leftrightarrow Q = 2$
	9,0	9,0+2=11,0
	9,0	9,0+2=11,0
	9,0	9,0+2=11,0

Tabela 4-23: Material fundido - fotomicrografia localizada no ponto identificado como “figura 4-23” na AM-4.

Foto (ampliação 200x)	Tamanho de grão da foto	Tamanho de grão real $Q = 6,64 \log \frac{200}{100} \Leftrightarrow Q = 2$
	7,5	7,5+2=9,5
	8,0	8,0+2=10,0
	8,0	8,0+2=10,0

4.4 Ensaaios de tracção

Motivado por um erro de maquinagem dos provetes de impacto, foi necessário prescindir de um provete de tracção da amostra AM-2, a fim de possibilitar a extracção de pelo menos dois provetes para ensaio de impacto. Por este motivo apenas foi possível realizar um ensaio de tracção para esta amostra. Durante o ensaio de um dos provetes de tracção da amostra AM-3, ocorreu uma falha no equipamento de tracção, pelo que os resultados deste provete foram considerados nulos. Assim, também para a amostra AM-4, apenas se apresentam resultados de um provete de tracção. Para as restantes amostras foi possível realizar os dois ensaios de tracção previstos por amostra.

Na tabela em baixo apresentam-se os resultados obtidos.

Tabela 4-24: Resultados do ensaio de tracção das amostras AM-1, 2, 3 e 4.

Referência	Proвете			Temp. ensaio (°C)	Tensão		Extensão após rotura
	Espessura	Largura	Secção inicial		Cedência	Rotura	
	a (mm)	b (mm)	S_0 (mm ²)		σ_y (MPa)	R_m (MPa)	A (%)
AM01-T1	6,7	12,0	80,1	21	461	551	16,9
AM01-T2	6,6	12,1	80,4	21	456	550	16,2
AM02-T1	5,7	11,8	67,3	21	623	691	13,3
AM03-T1	6,9	11,9	82,3	21	569	625	14,2
AM03-T2	6,7	11,8	79,0	21	570	600	12,4
AM04-T1	6,7	11,9	80,0	21	588	620	11,9

4.5 Ensaaios de impacto (Charpy)

Conforme já foi referido no ponto anterior, devido a um erro de maquinagem dos provetes de impacto, o número de ensaios previstos foi francamente reduzido, relativamente ao inicialmente planeado. Sobretudo para a amostra AM-2, dos provetes de impacto extraídos, nenhum cumpria a largura de 10 mm definida pela norma de ensaio, pelo que foram rejeitados. Neste contexto e de forma a pelo menos ter alguns valores para esta amostra, foram retirados dois provetes de impacto de um dos provetes de tracção, obtendo-se portanto apenas dois valores de impacto para a amostra AM-2. Relativamente às restantes amostras, apesar de também terem sido rejeitados vários provetes de impacto devido a um erro de maquinagem, foi possível pelo menos extrair três provetes por amostra. Devido à espessura, para a amostra AM-1 foram maquinados provetes de secção reduzida com 10x5x55 mm, para as restantes, foram maquinados provetes com 10x2,5x55 mm. Por conseguinte, os valores de impacto obtidos, foram ajustados de acordo com o definido na norma EN 13445-2 [46], por proporcionalidade directa face aos provetes de dimensão *standard* 10x10x55 mm. Estes valores ajustados apresentam-se na tabela de resultados (CVN_{COR}).

Na tabela foram ainda incluídos os valores determinados para o K_{IC} de acordo com a correlação de *Begley-Lonsdon* (consultar ponto 2.5 desta dissertação).

A descrição do procedimento de ensaio utilizado pode ser consultada nos pontos 3.8 e 3.9 desta dissertação, para as amostras AM-2, 3 e 4 ou para a amostra AM-1, respectivamente. [28] [21]

Tabela 4-25: Resultados dos ensaios de impacto e determinação do K_{IC} através da correlação de *Begley-Lonsdon*.

Amostra [2]	Entalhe	Loc.	Temp. Ensaio (°C)	Dimensões $e \times l \times h$ (mm)	Prof. entalhe (mm)	E absorvida CVN (J)	CVN _{COR} (J)	Média (J)	$K_{IC}^{(1)}$ (Begley-Lonsdon) (MPa.m ^{1/2})
AM01-CH1	ISO-V	MB	-10	10x54,8x5	1,97	18	36	35	103,3
AM01-CH2	ISO-V	MB	-10	10x54,9x5	1,96	16	32		
AM01-CH3	ISO-V	MB	-10	10x54,8x5	2,00	18	36		
AM02-CH1	ISO-V	ZTA	-10	10x55,1x2,5	2,00	15	60	66	118,4
AM02-CH1	ISO-V	MF	-10	10x55,0x2,5	2,07	18	72		
AM03-CH1	ISO-V	ZTA	-10	9,9x55x2,5	2,01	22	88		
AM03-CH2	ISO-V	ZTA	-10	10x55,1x2,5	2,00	22	88	91	127,7
AM03-CH3	ISO-V	MF	-10	10x55,1x2,4	2,07	24	96		
AM04-CH1	ISO-V	ZTA	-10	10x55,1x2,5	2,07	22	88		
AM04-CH2	ISO-V	ZTA	-10	10x54,8x2,5	2,02	24	96	91	127,7
AM04-CH3	ISO-V	MF	-10	10x55,1x2,5	2,07	22	88		

[1] $\sigma_y = 265$ MPa (σ_y especificado para o material P265GH).

[2] Referência / localização do provete AM02-CH1 / fig. 4-10; AM02-CH2 / fig.4-8; AM3-CH2 / fig.4-13; AM3-CH1 / fig. 4-15; AM3-CH3 / fig. 4-16; AM4-CH2 / fig. 4-20; AM4-CH3 / fig. 4-23; AM4-CH1 / fig. 4-22.

4.6 Discussão dos resultados

A contribuição dos vários parâmetros de soldadura e das características geométricas e térmicas do material, sobretudo quanto ao seu comportamento à transmissão do calor gerado pelo processo de soldadura, encontram-se relacionados num único parâmetro, o tempo de arrefecimento entre os 800°C e os 500°C ($t_{8/5}$). Este parâmetro, conforme descrito no capítulo 2 desta dissertação, tem influência nas propriedades de dureza e de tenacidade do material, bem como na microestrutura final após soldadura.

Este valor será portanto utilizado como comparação com os vários resultados obtidos durante este estudo [15].

A primeira relação que se considera importante concretizar tem a ver com a alteração do $t_{8/5}$ com a dimensão do provete. No gráfico da figura tenta-se ilustrar esta relação.

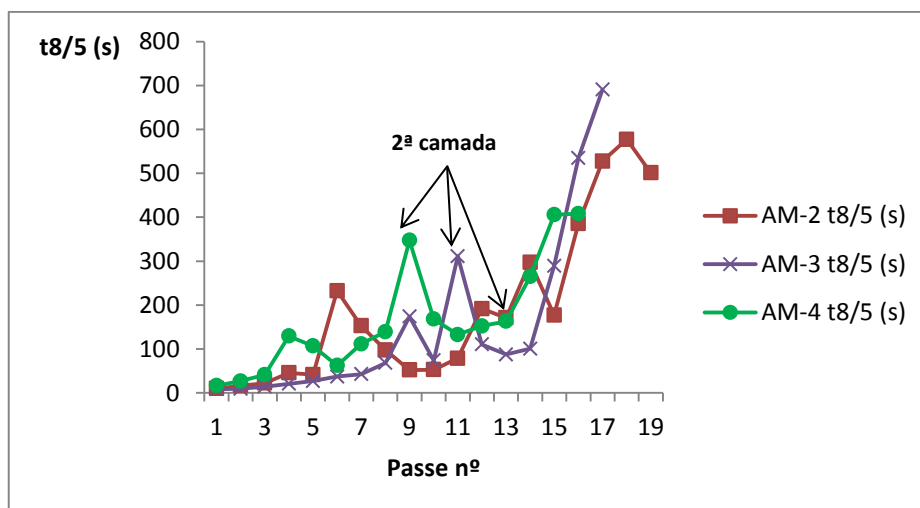


Figura 4-24: Relação entre os corpos de prova e o t8/5 calculado experimentalmente.

Da análise aos valores de $t_{8/5}$ não existe uma diferenciação clara, contudo pode observar-se que para todas as amostras, verifica-se um aumento significativo do tempo de arrefecimento durante os últimos passes, efeito do calor acumulado, ou seja a T_0 a cada passe, durante a deposição com soldadura. A amostra AM-4, devido à maior dimensão da região a encher apresenta valores de tempo de arrefecimento mais elevados para os passes intermédios, relativamente às restantes amostras [14]. Porém, este valor tende a aproximar-se das restantes amostras para os passes de soldadura finais.

A análise micrográfica da amostra com a referência AM-1, apresenta uma estrutura típica para este material, constituída por ferrite e perlite, com valores de dureza igualmente consentâneos com o esperado (máximo medido: 134 HV).

Para a amostra AM-2, a soldadura realizada já começa a manifestar alguns efeitos na microestrutura, sendo já observada ferrite com agregados de carbonetos, ferrite Widmanstätten e bainite. Contudo, as microestruturas observadas são consideradas normais para qualquer material sujeito a um processo de soldadura por fusão. Destaca-se, desta análise, o facto de não ter sido observada martensite. As amostras AM-3 e AM-4 apresentam uma microestrutura semelhante à observada na amostra AM-2. Relativamente a todas as amostras há a destacar o facto de apenas nas extremidades das amostras ter sido observada a existência de bainite. Tal pode ser explicado pela maior velocidade de arrefecimento nesta região, como se pode constatar pela consulta ao gráfico da figura 4-24. Nas restantes regiões dos provetes analisados, não se verifica a formação de bainite, facto que poderá estar relacionado com o tratamento proporcionado pelo passe de soldadura da segunda camada, que tem por efeito provocar a reaustenitiza-

ção do material depositado na primeira passagem, recrystalizando na forma de perlite e ferrite, devido à menor velocidade de arrefecimento registada nesta passagem.

Relacionando os resultados da análise micrográfica com os valores da medição de dureza registados, verifica-se que são coerentes. Tal como esperado o material antes de soldadura apresenta o valor de dureza mais baixo e com um desvio padrão mínimo, atestando a sua homogeneidade. Após a aplicação de soldadura, estes valores passam a variar, não só pelo ciclo térmico imposto, mas também pela contribuição do material que é adicionado pelo eléctrodo revestido. Esta variação tende sobretudo para um ligeiro aumento da dureza face ao material de base no estado de fornecimento.

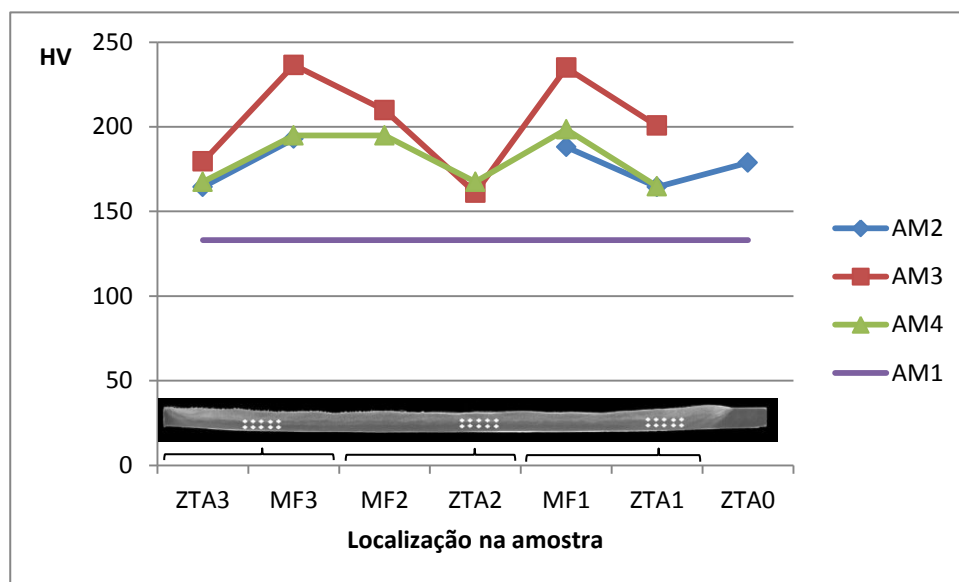


Figura 4-25: Comparação entre os valores médios da medição de dureza das várias amostras de acordo com local de medição.

Da distribuição dos valores de dureza obtidos nas amostras, possível de observar na figura 4-25, apenas se verifica uma redução da dureza na zona central dos corpos de prova AM-3 e AM-4, que pode ser explicado pela maior concentração de calor na região central. As extremidades da região de enchimento, são as que apresentam os valores de dureza mais elevados nas amostras AM-3 e AM-4, contudo valores ainda aceitáveis e habituais para o material em causa.

Relativamente aos resultados da medição de tamanho de grão, constata-se um aumento do tamanho de grão relativamente à amostra de material original, aumento esse considerado ser uma consequência normal da soldadura realizada. O tamanho de grão para as restantes amostras retiradas dos corpos de prova soldados, não revelam entre si, uma variação significativa. Apenas na amostra AM-4 foi observada uma região com um tamanho de grão francamente superior às restantes regiões analisadas, tendo sido

registrado o valor mais elevado de ASTM N°14,0. Relativamente ao provete onde foi registrado este valor de tamanho de grão, é importante referir que, devido à reduzida largura do provete extraído, consequência de um erro de maquinagem, não foi possível retirar um provete de impacto nesta região.

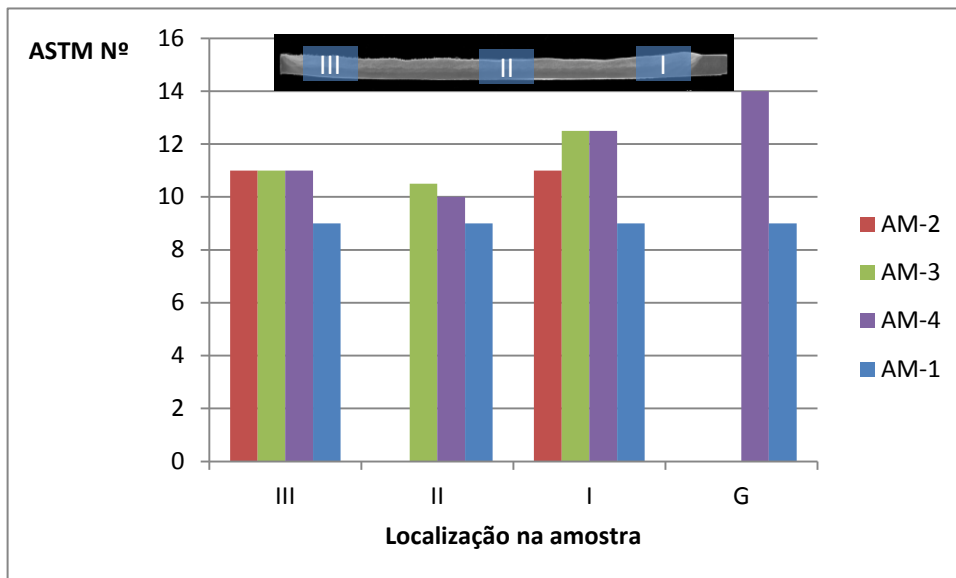


Figura 4-26: Comparação entre os valores obtidos a partir da medição de tamanho de grão para as várias amostras.

Os valores dos ensaios de tracção realizados sobre os provetes recolhidos do corpo de prova AM-1, estão francamente acima dos requisitos mínimos especificados pela norma para este material.

Para as restantes amostras verifica-se um aumento significativo das tensões de cedência e de rotura obtidas para os vários provetes retirados das amostras AM-2, 3 e 4, mesmo acima das tensões de rotura máximas admissíveis para o material de base o P265GH. Este aumento das propriedades mecânicas pode estar relacionado com as propriedades do material de adição, que são superiores às do material de base. O resultado desta combinação de materiais é um material com características de tensão de rotura e de cedência superiores à do material de base inicial.

A única característica que apresenta uma redução significativa é a extensão após rotura, que vai diminuindo conforme se vai aumentando a área de enchimento. O gráfico da figura 4-27 ilustra a comparação da extensão após rotura medida para cada uma das amostras [17].

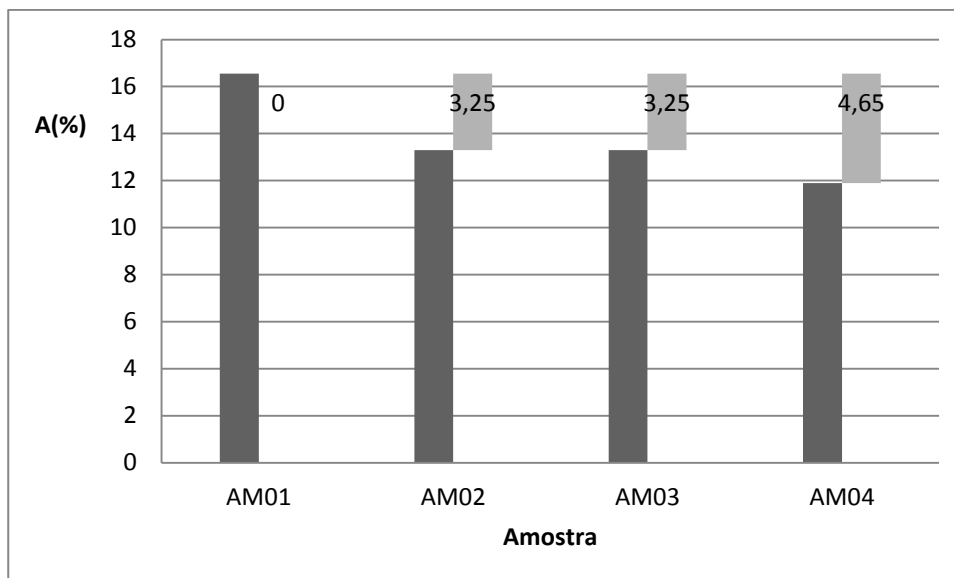


Figura 4-27: Comparação da extensão após rotura (A%) entre as várias amostras.

A explicação para a redução do valor da extensão após rotura poderá estar relacionado com o maior nível de deformação imposto pelas tensões residuais da soldadura de enchimento. A deformação perceptível visualmente nos tubos após soldadura tornava-se mais acentuada com o aumento da dimensão da zona de enchimento. Esta deformação, provocada pelas tensões residuais resultantes da soldadura de enchimento, poderá ser uma explicação para a redução da extensão após rotura registada nas amostras AM-2, 3 e 4. Ainda relativamente aos valores obtidos para a extensão após rotura, convém salientar que os resultados do ensaio de tracção prismáticos em produtos soldados servem sobretudo para a determinação da tensão de rotura e do local de fractura, sendo que a medição do alongamento nestes casos é duvidosa [14]. Por esta razão os valores obtidos para a extensão após rotura deverão ser considerados com alguma reserva.

Relativamente aos resultados dos ensaios de impacto, apesar do reduzido número de amostras que foi possível ensaiar, face ao inicialmente planeado, não se verifica uma redução da tenacidade, mas pelo contrário um aumento da energia absorvida. Esta melhoria da tenacidade do material fica a dever-se às superiores características do material de adição face ao material de base. Outro aspecto interessante que os resultados reflectem, está relacionado com o reduzido efeito do aumento da área de enchimento na tenacidade, claramente traduzido pelos valores obtidos para as amostras AM-03 e 04 [20].

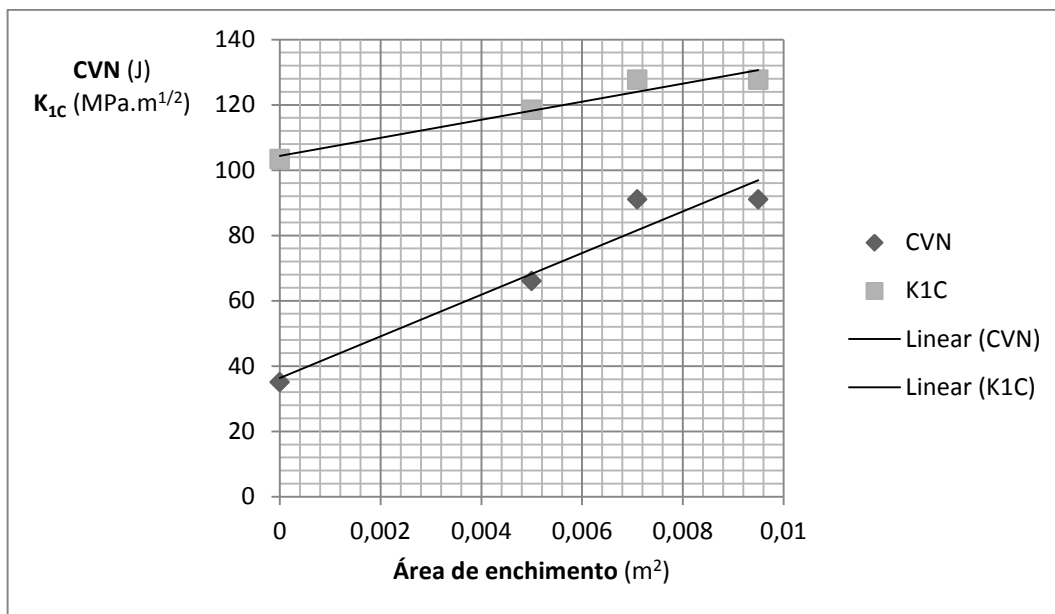


Figura 4-28: Relação entre a área de enchimento e os resultados do ensaio de Charpy e os valores de K_{1C} .

A determinação do K_{1C} permite de uma forma mais clara perceber a real influência da soldadura de enchimento no valor da tenacidade do material ao entalhe. No gráfico em cima foi inserida uma recta de ajuste nos valores obtidos para o K_{1C} e para o CVN, de forma a ilustrar mais claramente a tendência dos resultados. Da observação do gráfico verifica-se que a área de soldadura tem uma influência muito reduzida na tenacidade do material ao entalhe, sendo sobretudo notada a influência das características do material de adição na melhoria desta propriedade. Por fim, é ainda importante salientar que os valores obtidos no ensaio de *Charpy* encontram-se acima do valor mínimo de norma, 28J a -10°C . Relativamente ao K_{1C} , apesar de não terem sido encontrados dados específicos para este material, poderá considerar-se, tendo por base os valores de referência para aços não ligados, o intervalo entre os 100 e os 140 $\text{MPa.m}^{1/2}$ como aceitável. Os valores calculados para o K_{1C} , a partir dos resultados dos ensaios de impacto, encontram-se dentro deste intervalo, sendo por conseguinte considerados aceitáveis [21].

Conclusões e sugestões para trabalho futuro

Da análise dos resultados obtidos a partir dos ensaios realizados sobre os corpos de prova AM-1, AM-2, AM-3 e AM-4, constata-se que não existe uma influência significativa do aumento da área de enchimento com soldadura. Pelo contrário, quanto maior for a contribuição do material de adição, ou seja para uma maior área de enchimento com soldadura, verifica-se um aumento moderado da tenacidade e por conseguinte, do valor de K_{IC} , face ao material de base original. Também para a tensão de cedência e de rotura, verifica-se um aumento do seu valor para os provetes com soldadura, relativamente ao provete original retirado do material fornecido sem soldadura, constatando-se, também neste caso, a influência do material depositado. A microestrutura obtida após soldadura manteve-se praticamente inalterada para os vários provetes soldados, destacando-se o facto de não ter sido observada a presença de martensite nos provetes recolhidos a partir do corpo de prova. Da medição de tamanho de grão, constata-se um aumento para as amostras soldadas, relativamente à amostra original, como seria de esperar. Porém, os valores de tamanho de grão apresentam-se praticamente inalterados entre as várias amostras soldadas, sobretudo para as amostras AM-3 e AM-4, onde não se observa uma diferença perceptível.

Face ao descrito, conclui-se, que o aumento da contribuição do material de adição no tubo em P265GH, ou seja o aumento da área preenchida com soldadura, resulta numa melhoria das propriedades mecânicas da região reparada. Salienta-se ainda, o facto de não ter sido perceptível um impacto significativo na microestrutura do material, relativamente ao aumento da área soldada, para os parâmetros de soldadura utilizados.

O número de amostras analisadas, sobretudo para os ensaios mecânicos e em especial para os ensaios de impacto, foi manifestamente reduzido. Porém, a baixa dispersão de resultados e a coerência dos valores obtidos face às características dos materiais de base e de adição dão algum suporte a estas conclusões.

Não obstante o que foi referido anteriormente, a implementação deste procedimento de reparação deverá ser avaliada com algumas reservas, designadamente quanto à presença de outros fenómenos de degradação activos, tais como fissuração por fadiga, corrosão do lado da água e sobreaquecimento do material. A presença de depósitos de cobre, sinais de sobreaquecimento do tubo, nomeadamente a deformação da parede do tubo e uma reduzida espessura remanescente, que impossibilite a execução de uma soldadura por arco sem a perfuração do tubo, são igualmente factores que impossibilitam a utilização desta técnica de reparação.

Dado que este trabalho abre perspectivas de continuidade, sugere-se a realização de um estudo futuro, que inclua a realização de ensaios de fractura que permitam a obtenção de valores de K_{IC} (ASTM E399) para o regime linear elástico ou do J_{IC} (integral J) para o regime elasto-plástico (ASTM E813), de forma experimental, a fim de confirmar os valores obtidos neste estudo.

Outro factor que importa referir e que não foi considerado neste estudo, está relacionado com a acentuada deformação dos provetes observada após enchimento, decorrente das tensões residuais originadas pelo processo de soldadura. Constatou-se que o nível de deformação aumentava significativamente, com o aumento da área preenchida com soldadura. Consequentemente, a alteração geométrica do componente e o nível de tensões residuais deveriam igualmente ser objecto de estudo, quanto à sua influência no comportamento à fractura, designadamente através de ensaios de fadiga. A fadiga, e em particular a fadiga térmica, é uma das principais causas de fissuração em operação de tubos de paredes de água em caldeiras de recuperação química. Por conseguinte, um estudo realizado em provetes com diferentes áreas de enchimento, para determinar a sua susceptibilidade à iniciação e propagação de fissuras, quando sujeito à condição de fadiga térmica, seria um importante contributo para um estudo da influência deste processo de reparação no comportamento do tubo em condições de serviço.

Bibliografia

- [1] W. B. L. Shard, “Corrosion and Cracking in Recovery Boilers,” Sharp Consultant, Maryland, USA, 2007.
- [2] D. L. S. G. B. S. J. R. K. K. A. C. L. A. James R. Keiser, “Current Understanding Of Cracking Of Recovery Boiler,” U.S.A., 2003.
- [3] J. F. O. Santos, Processos de Soldadura, ISQ.
- [4] TAPPI, *Ultrasonic testing (UT) for tube thickness in black liquor recovery boilers*, TAPPI, 2010.
- [5] J. Courinha, “Apresentação de novas técnicas - EMAT Transdutor Acústico,” Portugal, 2010.
- [6] C. 269, *Water-tube boilers and auxiliary installations*, vol. 1 to 5, CEN, 2001.
- [7] A. B. a. P. V. C. o. P. Boilers, ASME Boiler and Pressure Vessel Code - Rules for Construction of Power Boilers, N.Y., U.S.A.: ASME Boiler and Pressure Vessel Committee on Power Boilers, 2010.
- [8] Sodahuskommittén, *Rekommendation betröffande minsta godstjocklek hos vattenförande tuber i en sodapanna.*, Stockholm: Sodahuskommittén, 2005.
- [9] American Petroleum Institute, *Fitness-for-Service*, USA: API, 2000.
- [10] The Black Liquor Recovery Boiler Advisory Committee, *Materials &*

Welding Guidelines for Black Liquor Recovery Boilers, BLRBAC, 2009.

- [11] The American Society of Mechanical Engineers, *Repair of pressure equipment and piping*, N.Y., U.S.A.: The American Society of Mechanical Engineers, 2011.
- [12] ECISS/ TC 29, *Seamless steel tubes for pressure purposes - Technical delivery*, CEN, 2002.
- [13] ISO/ TC 44, *Welding — Guidelines for a metallic materials grouping system*, Switzerland: ISO, 2005.
- [14] H. (. p. E. D. L. Granjon, *Bases Metalúrgicas da Soldadura*, Paris: Publicações da Soldadura Autogénia.
- [15] CEN / TC 121, *Welding - Recommendations for welding of metallic materials*, vol. Part 1 & 2, Bruxelas: CEN, 2000.
- [16] D. I. Winkler, *The welding engineer's current knowledge*, Duisburg: GSI SLV, 2010.
- [17] A. C. d. Cruz e J. Carreira, *Ensaaios Mecânicos*, Instituto de Soldadura e Qualidade, 1992.
- [18] J. R. Newby e G. R. Irwin, *ASM Handbook - Fracture Mechanics*, Vols. %1 de %28 - Mechanical Testing Section, ASM, 1985.
- [19] B. L. Bramfitt, *ASM Handbook - Solidification Structures of Steel*, vol. 9, ASM, 1985.
- [20] M. B. Bever, *Metallography and Microstructures - Introduction to structures in metals*, Vols. %1 de %29 - , ASM, 1985.
- [21] R. Viswanathan, *Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components*, Ohio: ASM, 1989.
- [22] P. M. Singh e J. Mahmood, *Stress Assisted Corrosion of Waterwall Tubes in Recovery Boiler*, ASM, 2007.
- [23] R. D. Bartholomew e S. T. Powel, *Kraft Recovery Boilers Short Course - Recovery boiler water treatment*, Maryland, USA: TAPPI, 2007.

- [24] J. A. M. Ferreira, *Comportamento em Serviço dos Materiais*, Coimbra: Serviços de Acção Social da Universidade de Coimbra, 1999.
- [25] A. Rossol, M. Tahar, C. Budin, R. Piques, P. Forget, C. Pioerl e B. Manini, *Local Approach of Charpy Test at Low Temperatures*, vol. Volume 6, 1996.
- [26] E. Troiano e G. Vigilante, *Fracture Toughness Assessment of Present and Future Pressure Vessel Materials Based on Charpy Impact Energy and Yield Strength*, N.Y.; USA: US Army Armament Research - Development and Engineering Center, 1995.
- [27] J. A. Kapp e J. H. Underwood, *Correlation Between Fracture Toughness, Charpy V-notch Impact Energy and Yield Strength for ASTM A723 Steel*, N.Y.: US Army Armament Research - Development and Engineering Centre, 1992.
- [28] D. P. Miannay, *Time-Dependent Fracture Mechanics*, Springer, 2001.
- [29] H. H. Bednar, *Pressure Vessel Design Handbook*, Malabar, Florida: Krieger Publishing Co., 1986.
- [30] Ansys, Inc., “Ansys”.
- [31] ISO, *Welding Consumables - Covered Electrodes for Manual Metal Arc Welding of Non-Alloy and Fine Grain Steels*, ISO, 2002.
- [32] CEN/ TC 121, *Specification and Qualification of Welding Procedures for Metallic Materials - Welding Procedure specification - Part 1*, Brussels: EN / ISO, 2003.
- [33] CEN/ TC 121, *Soldadura. Guia sobre medição da temperatura de pré-aquecimento, temperatura entre passos e temperatura de manutenção de pré-aquecimento*, Brussels: Instituto Português da Qualidade, 1999.
- [34] ISO/ TC 44, *Non-destructive testing of welds - Visual testing of fusion-welded joints*, Brussels: CEN / ISO, 2011.
- [35] ISO/ TC 44, *Welding - Fusion welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys (beam welding excluded) - Quality levels for imperfections*, Switzerland: ISO, 2003.

- [36] CEN/ TC 121, *Ensaaios não destrutivos de soldaduras - Ensaaios de partículas magnéticas de juntas soldadas*, Instituto Português da Qualidade, 2000.
- [37] ISO/ TC 44, *Non-destructive testing of welds - Magnetic particle testing of welds - Acceptance levels*, Brussels: CEN / ISO, 2009.
- [38] CEN/ TC 121, *Non-destructive examination of welds - Part 1: evaluation Radiographic of welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys by radiography - Acceptance levels*, Brussels: CEN, 2006.
- [39] CEN/ TC 121, *Ensaaios não destrutivos de soldaduras: Ensaio radiográfico de juntas soldadas*, Caparica, Portugal: Instituto Português da Qualidade, 2000.
- [40] CEN/ TC 121, *Ensaaios destrutivos de Soldadura em materiais metálicos. Exame macrográfico e micrográfico de Soldaduras*, Carparica, Portugal: Instituto Português da Qualidade, 2002.
- [41] ISO/ TC 44, *Welding and allied processes - Classification of geometric imperfections in metallic materials. Part 1: Fusion Welding*, Switzerland: ISO, 2007.
- [42] ASTM, *Standard test methods for determining average grain size*, West Conshohocken, US: ASTM, 2010.
- [43] ISO/ TC 164,, *Metallic materials - Charpy pendulum impact test*, Switzerland: ISO, 2009.
- [44] ISO/ TC 144, *Destructive tests on welds in metallic materials - Impact tests - Test specimen location, notch orientation and examination*, ISO, 2001.
- [45] CEN/ TC 121, *Ensaaios destrutivos de soldaduras em materiais metálicos. Ensaio de tracção transversal*, Caparica, Portugal: Instituto Português da Qualidade, 2002.
- [46] CEN/ TC 54, *Unfired pressure vessels - Part 2: Materials*, Brussels: CEN, 2009.
- [47] D. W. Reeve, "The Kraft Recovery Cycle Operation Short Course," Tappi Press, 2002.



Anexos

6.1 Wps 01 Especificação de soldadura

6.2 Desenho de fabrico dos provetes